

**Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava**

**Fakulta materiálově – technologická**

**Katedra tváření materiálu**

## **DIPLOMOVÁ PRÁCE**

**Vliv obsahu uhlíku na teplotní roztažnost a transformační  
teplotu  $A_{r3}$  podeutektoidních ocelí**

**Effect of carbon content on thermal expansivity and  
transformation temperature  $A_{r3}$  of hypoeutectoid steels**

2019

Bc. Josef NĚMEC

## Zadání diplomové práce

Student: **Bc. Josef Němec**

Studijní program: N2109 Metalurgické inženýrství

Studijní obor: 2109T038 Moderní metalurgické technologie

Téma: **Vliv obsahu uhlíku na teplotní roztažnost a transformační teplotu  $A_{r3}$  podeutektoidních ocelí**  
**Effect of carbon content on thermal expansivity and transformation temperature  $A_{r3}$  of hypoeutectoid steels**

Jazyk vypracování: čeština

### Zásady pro vypracování:

1. Teoretický rozbor – metody určování teplot fázových transformací, teplotní roztažnost ocelí a její význam ve válcovnách
2. Dilatometrické testy ocelí s různým obsahem uhlíku
3. Metalografická analýza vzorků po dilatometrii
4. Vyhodnocení, matematický popis a diskuse výsledků

### Seznam doporučené odborné literatury:

- [1] LEE, Y., et al. *Rod and bar rolling: theory and applications*. New York: Marcel Dekker, 2004.
- [2] KOLLEROVÁ, M. et al. *Valcovanie*. Bratislava: Alfa, 1991.
- [3] PLUTA, Z. a T. HRYNIEWICZ. Thermal Expansion of Solids. *Journal of Modern Physics*. 2012, 3(8), 793-802.
- [4] SCHINDLER, I., et al. Effect of hot rolling history and cooling rate on the phase transformation of plain carbon steel. *Kovové materiály*. 2017, 55(4), 229-236.

Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.


Vedoucí diplomové práce: **prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.**


Konzultant diplomové práce: Ing. Zdeněk Solowski

Datum zadání: 30.11.2018

Datum odevzdání: 23.04.2019



  
prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.  
vedoucí katedry

  
prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.  
děkanka fakulty

# **Zásady pro vypracování diplomové práce**

## **I.**

Diplomovou prací (dále jen DP) se ověřují vědomosti a dovednosti, které student získal během studia, a jeho schopnosti využívat je při řešení teoretických i praktických problémů.

## **II.**

### Uspořádání diplomové práce:

- |  |  |
|--|--|
| 1. Titulní list  | 6. Abstrakt + klíčová slova česky a anglicky |
| 2. Originál zadání DP  | 7. Obsah DP                                  |
| 3. Zásady pro vypracování DP   | 8. Textová část DP                           |
| 4. Prohlášení + místopřisežné prohlášení   | 9. Seznam použité literatury                 |
| 5. Prohlášení spolupracující právnické nebo fyzické osoby o souhlasu se zveřejněním DP | 10. Přílohy                                  |

- ad 1) Titulní list je koncipován podle požadavků příslušné oborové katedry.
- ad 2) Originál zadání DP student obdrží na své oborové katedře.
- ad 3) Tyto „Zásady pro vypracování diplomové práce“ následují za originálem zadání DP.
- ad 4) Prohlášení + místopřisežné prohlášení napsané na zvláštním a vlastnoručně podepsané studentem s uvedením data odevzdání DP.
- ad 5) V případě, že DP vychází ze spolupráce s jinými právnickými a fyzickými osobami a obsahuje citlivé údaje, je na zvláštním listě vloženo prohlášení spolupracující právnické nebo fyzické osoby o souhlasu se zveřejněním DP.
- ad 6) Abstrakt a klíčová slova jsou uvedena na zvláštním listu česky a anglicky v rozsahu max. 1 strany pro obě jazykové verze.
- ad 7) Obsah DP se uvádí na zvláštním listu. Zahrnuje názvy všech očíslovaných kapitol, podkapitol a statí textové části DP, odkaz na seznam příloh a seznam použité literatury s uvedením příslušné stránky. Předpokládá se desetinné číslování.
- ad 8) Textová část DP obvykle zahrnuje:
- Úvod, obsahující charakteristiku řešeného problému a cíle jeho řešení v souladu se zadáním DP;
  - Vlastní rozpracování DP (včetně obrázků, tabulek, výpočtů) s dílčími závěry vhodně členěné do kapitol a podkapitol podle povahy problému;
  - Závěr, obsahující celkové hodnocení výsledků DP z hlediska stanoveného zadání.

DP bude zpracována v rozsahu min. cca 45 stran (včetně obsahu a seznamu použité literatury).

Text musí být napsán vhodným textovým editorem počítače po jedné straně bílého nelesklého papíru formátu A4 při respektování následující doporučené úpravy - písmo Times New Roman 12b; řádkování 1,5; okraje – horní, dolní – 2,5 cm, levý – 3 cm, pravý 2 cm. Fotografie, schémata, obrázky, tabulky musí být očíslovány a musí na ně být v textu poukázáno. Budou zařazeny průběžně v textu, pouze je-li to nezbytně nutné, jako přílohy (viz ad 10).

Odborná terminologie práce musí odpovídat platným normám. Všechny výpočty musí být přehledně uspořádány tak, aby každý odborník byl schopen přezkoušet jejich správnost. Matematické vzorce musí být číslovány (v kulatých závorkách). U vzorců, údajů a hodnot převzatých z odborné literatury nebo z praxe musí být uveden jejich pramen - u literatury citován číselným odkazem (v hranatých závorkách) na seznam použité literatury. Nedostatky ve způsobu vyjadřování, nedostatky gramatické, neopravené chyby v textu mohou snížit klasifikaci práce.

- ad 9) DP bude obsahovat alespoň 15 literárních odkazů, z toho nejméně 5 v některém ze světových jazyků. Seznam použité literatury se píše na zvláštním listě. Citaci literatury je nutno uvádět důsledně v souladu s ČSN ISO 690. Na práce uvedené v seznamu použité literatury musí být uveden odkaz v textu DP.
- ad 10) Přílohy budou obsahovat jen ty části (speciální výpočty, zdrojové texty programů aj.), které nelze vhodně včlenit do vlastní textové části např. z důvodu ztráty srozumitelnosti.

### III.

Diplomovou práci student odevzdá ve dvou knihařsky svázaných vyhotoveních, pokud katedra garantující studijní obor neurčí jiný počet. Vnější desky budou označeny takto:

nahore: *Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava*

*Fakulta materiálově - technologická*

*Katedra ... TVAŘENÍ MATERIÁLU ...*

uprostřed: *DIPLOMOVÁ PRÁCE*


dole: *Rok* *Jméno a příjmení*

Kromě těchto dvou knihařsky svázaných výtisků odevzdá student kompletní práci také v elektronické formě do IS EDISON. Práce vložená v elektronické formě do IS EDISON se musí zcela shodovat s prací odevzdanou v tištěné formě. Po vložení DP do IS EDISON bude provedena její kontrola na plagiátorství.

### IV.

Nesplnění výše uvedených zásad pro vypracování diplomové práce může být důvodem nepřijetí práce k obhajobě. O nepřijetí práce k obhajobě rozhoduje v tomto případě garant příslušného studijního oboru. Tyto zásady jsou závazné pro studenty všech studijních programů a forem magisterského, resp. navazujícího magisterského studia Fakulty materiálově - technologické, Vysoké školy báňské - Technické univerzity Ostrava od akademického roku 2018/2019.

Ostrava 12. 11. 2018

  
**Prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.**  
děkanka Fakulty materiálově- technologické  
VŠB-TU Ostrava



# PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že

- jsem byl(a) seznámen(a) s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. – autorský zákon, zejména §35 – užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního (§60 – školní dílo);
- беру на ве́домі́, že Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava (dále jen VŠB – TUO) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§35 odst. 3);
- souhlasím s tím, že diplomová práce bude archivována v elektronické formě v databázi Ústřední knihovny VŠB – TUO a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce. Souhlasím s tím, že údaje o diplomové práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO;
- bylo sjednáno, že s VŠB – TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona;
- bylo sjednáno, že užít své dílo – diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB – TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB – TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- беру на ве́домі́, že odevzdáním své diplomové práce souhlasím s jejím zveřejněním podle zákona č. 111/1998Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (Zákon o vysokých školách) bez ohledu na výsledek její obhajoby.

Místopřísežně prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci vypracoval(a) samostatně.

V Ostravě 20.4.2019 .....

..... Josef Němec .....  
podpis (jméno a příjmení studenta)

## Poděkování

*Touto formou bych velice rád poděkoval vedoucímu své diplomové práce panu Prof. Ing. Ivu Schindlerovi, CSc. za jeho cenné rady, konzultace a vedení bez kterého by nebylo možné tuto práci vytvořit. Také bych rád poděkoval konzultantovi, kterým byl Ing. Zdeněk Solowski za to, že si na mne i přes své vytížení udělal čas. Mé poděkování patří rovněž Ing. Petru Kawulokovi, Ph.D., Ing. Rostislavu Kawulokovi, Ph.D., Ing. Stanislavu Ruzzovi, Ph.D. za pomoc při provádění experimentu. Dále bych chtěl poděkovat, všem pedagogům VŠB, kteří ke své práci přistupovali svědomitě a předali mi část svých znalostí, které můžu využít při svém budoucím zaměstnání. Hlavně bych ale chtěl poděkovat rodičům, bez kterých by se celé studium nemohlo uskutečnit.*

## Abstrakt

Předložená diplomová práce se věnuje studiu vlivu obsahu uhlíku na transformační teplotu  $A_{r3}$  a teplotní roztažnost u podeutektoidních ocelí. Také se věnuje vlivu rychlosti ochlazování na transformační teplotu  $A_{r3}$ . Teoretická část popisuje rozpadové diagramy, metody určení teplotní roztažnosti, význam teplotní roztažnosti při tváření, metody určení teplot fázových transformací a s nimi spjaté fyzikální veličiny. Výzkum je založen na porovnávání dilatačních křivek ocelí s různým obsahem uhlíku. Testy byly provedeny pro ochlazovací rychlosti 2 a 8 °C/s. Srovnání proběhlo také pozorováním metalografických výbrusů jednotlivých vzorků. Výsledky ukazují, že obsah uhlíku i rychlost ochlazování měli výrazný vliv na teploty fázové transformace  $A_{r3}$ . Z výsledků vyplývá, že větší rychlost ochlazování nebo vyšší obsah uhlíku znamenají nižší teplotu  $A_{r3}$ . Rostoucí obsah uhlíku znamenal růst koeficientu teplotní roztažnosti.

**Klíčová slova:** dilatometrie, Gleeble 3800, teplotní roztažnost, dilatometrická křivka, transformační teplota  $A_{r3}$

## Abstract

Bachelor thesis aim on the influence of carbon content on transformation temperature  $A_{r3}$  and thermal expansion of hypoeutectoid steels. This thesis is also aimed on the influence of the cooling rate on on transformation temperature  $A_{r3}$ . Theoretical part is describing CCT diagrams, methods of thermal expansion determination, importance of thermal expansion during forming, methods of phase transformation finding and necessary physical quantities. Research is based on comparing of dilatation curves for steels with different carbon content. Tests were made with cooling rates 2 and 8 °C/s. Comparison was also made by metallography analysis of individual samples. Results show the carbon content and cooling rate had influence on temperature  $A_{r3}$ . Higher cooling rate or higher carbon content were making  $A_{r3}$  lower. Higher carbon rate means also higher expansion coefficient.

**Key words:** dilatometry, Gleeble 3800, thermal expansion, dilatometric curve, transformation temperature  $A_{r3}$ .

# Obsah

1. ÚVOD.....	1
2. TEORETICKÁ ČÁST .....	2
2.1 Teplotní roztažnost.....	2
2.1.1 Součinitel teplotní roztažnosti .....	3
2.1.2 Dilatometrie .....	6
2.1.3 Význam predikce rozměrových změn ve tváření a metalurgii .....	9
2.2 Měrné teplo.....	11
2.2.1 Kalorimetrie.....	13
2.2.2 Diferenční termická analýza (DTA) .....	15
2.2.3 Diferenční skenovací kalorimetrie (DSC) .....	16
2.3 Rezistometrie .....	17
2.4 Magnetometrie .....	19
2.5 Binární rovnovážný diagram Fe-Fe <sub>3</sub> C .....	20
2.5.1 Teoretický základ a význam rovnovážného diagramu .....	20
2.5.2 Modifikace rovnovážného systému vlivem vybraných prvků .....	22
2.6 Transformační diagramy .....	24
2.6.1 Teoretický základ a význam ARA diagramu .....	24
2.6.2 Fázové složky vznikající rozpadem austenitu .....	25
2.6.3 Vliv vybraných prvků na tvar ARA diagramů .....	29
2.6.4 Vliv výchozí struktury a deformace na ARA diagram .....	30
3. PRAKTICKÁ ČÁST .....	31
3.1 Cíle experimentu .....	31
3.2 Popis zařízení.....	31
3.2.1 Plastometr Gleeble 3800 .....	31
3.2.2 Dilatometr model 39018.....	32
3.3 Zkoumané oceli .....	33
3.4 Průběh experimentu .....	34
3.4.1 Dilatometrické testy .....	34
3.4.2 Vyhodnocování dilatometrických testů.....	36
3.4.3 Metalografická analýza .....	39
3.4.4 Určení velikosti zrna .....	40
4. Diskuze .....	41
4.1 Výsledky dilatometrických testů.....	41



<b>4.2 Matematický popis teplotní roztažnosti v austenitické oblasti.....</b>	<b>44</b>
<b>4.3 Vyhodnocení výsledků metalografické analýzy .....</b>	<b>45</b>
<b>5. Závěr .....</b>	<b>48</b>

# 1. ÚVOD

I přes pokusy nahradit ocel na začátku 21. století pomocí jiných konstrukčních materiálů, kterými jsou například plasty, neželezné kovy, keramika, kompozity a další, si ocel udržela majoritní podíl při použití v mnoha průmyslových odvětvích. To potvrzuje také její roční celosvětová produkce, která činila cca 1 689 000 000 tun v roce 2017. Od roku 2010 to znamená nárůst téměř o 18 % [1]. To je mnohonásobně více v porovnání s výrobou všech ostatních kovů a taky mnohokrát více než se vyrobí jakéhokoliv dalšího materiálu, kromě betonu [2]. Z tohoto důvodu je vhodné znát podrobně vlastnosti ocelí. Jednou z kategorií vlastností ocelí jsou vlastnosti tepelné. Mezi tepelné vlastnosti můžeme zahrnout např. tepelnou vodivost, měrnou tepelnou kapacitu a teplotní roztažnost. Využití teplotní roztažnosti lze nalézt při kalibraci válců na válcovnách, kde je potřeba přepočítat objem provačku pro danou teplotu nebo při navrhování zápustky v zápustkových kovárnách, kde se počítá se smrštěním výkovku vlivem chladnutí [3]. Rovněž při plánování konstrukcí je zapotřebí počítat se změnou rozměru, která je způsobena změnou teploty okolí. Použití materiálů s různými teplotními roztažnostmi lze nalézt i mimo těžké strojírenství a metalurgii, a to např. v tzv. bimetalických páscích [4]. Znalost měrné tepelné kapacity dovoluje určit správný režim ohřevu materiálu. Jak měrná tepelná kapacita, tak teplotní roztažnost dovolují zkoumat fázové přeměny. Znalosti fázových přeměn lze využít zejména při odlévání oceli, tváření polotovarů nebo při tepelném zpracovávání konečných výrobků. Tyto znalosti zaručují použití vhodné dolní a horní tvářecí teploty chránící materiál před přehřátím, spálením nebo před tvářením ve dvojfázové oblasti, které nemusí být vždy výhodou. Dále dovolují predikovat změny vlastností materiálů spojené s přechodem fáze jako jsou tvařitelnost, deformační odpor, nebo měrný objem. Tepelné vlastnosti jsou mmj. závislé na chemickém složení dané oceli, ale také na strukturním stavu. Fázové transformace jsou mimo to závislé také na rychlosti ochlazování [2].

Cílem této práce je stanovit vliv obsahu uhlíku a teplotního režimu na roztažnost a transformační teplotu  $A_{r3}$  u podeutektoidních ocelí.

## 2. TEORETICKÁ ČÁST

### 2.1 Teplotní roztažnost

V metalurgii, slévárenství a při tváření materiálů, nalézá znalost teplotní roztažnosti uplatnění hlavně při určení rozměru konečného výrobku. Mimo to se pomocí změny teplotní roztažnosti určují fázové přeměny. Teplotní roztažnost nazývána také jako teplotní dilatace je vedle měrné tepelné kapacity a tepelné vodivosti jednou ze základních tepelně-materiálových charakteristik, určujících tepelné vlastnosti látek. Důvodem teplotní roztažnosti materiálů jsou jeho tepelné kmity. Při dosažení teploty 0 K jsou jednotlivé atomy v mřížce v rovnovážné vzdálenosti a mřížka má tzv. rovnovážnou vnitřní energii  $U_{elast}^0$ , která odpovídá pružným napětím v materiálu. Tato fyzikální veličina určuje náchylnost materiálů k jeho rozměrovým změnám ve vztahu ke změně teploty. Jde o charakteristiku všech materiálů, a to jak v pevném, tak i plynném či kapalném skupenství. Nejlépe lze roztažnost vyjádřit pomocí součinitele délkové teplotní roztažnosti  $\alpha$  [K<sup>-1</sup>], popřípadě u kapalin je vhodné použít součinitel objemové teplotní roztažnosti  $\beta$  [K<sup>-1</sup>]. Tato změna bývá téměř vždy vratná, pokud ovšem nedojde k nevratné fázové přeměně, kterou může být například kristobalická expanze u křemenných ostřiv slévárenských formovacích směsí. Vlivem tepelné roztažnosti roste s rostoucí teplotou také objem, což se projeví snížením hustoty daného materiálu. Toto ovšem neplatí pro všechny látky a ve všech intervalech. Mezi výjimky bychom mohli mimo jiné zařadit anomálii vody, která znamená záporný koeficient teplotní roztažnosti mezi teplotami 0 °C až 3,98 °C. I mezi prvky se nachází jeden takový, který s rostoucí teplotou smršťuje svůj objem, a tím je křemík, pro který platí mezi teplotami 291,15 °C až 393,15 °C rovněž záporný koeficient teplotní roztažnosti. Fyzikální vysvětlení teplotní dilatace se nachází v růstu amplitudy pohybů jednotlivých atomů s rostoucí teplotou. Tento růst způsobuje to, že atomům nestačí pro pohyb jejich původní prostor, a proto naráží na jiné atomy a více na sebe působí odpudivými silami. Takto se rovnovážné polohy jednotlivých atomů od sebe vzdalují a tím roste objem. Za běžných teplot u atomů látek v pevném stavu je amplituda kmitání zhruba  $10^{-11}$  m a frekvence kmitu je zhruba  $10^{13}$  Hz. Průměrná vzdálenost mezi atomy v mřížce je zhruba  $10^{-10}$  m [5, 6, 7, 4].

### 2.1.1 Součinitel teplotní roztažnosti

Náchylnost a míra roztažnosti jednotlivých materiálů se dá nejlépe vyjádřit pomocí koeficientu teplotní roztažnosti. V případě změny objemu tělesa, která byla způsobena změnou teploty za předpokladu konstantního tlaku, je to koeficient objemové roztažnosti, který lze vypočítat dle vztahu (1). Tato rovnice vyjadřuje okamžitý koeficient objemové teplotní roztažnosti. Ze vzorce je patrné, že nekonečně malá změna teploty vyvolá nekonečně malou změnu objemu tělesa, která závisí na počátečním objemu tělesa. Mírou této změny je poté koeficient objemové roztažnosti [7, 8].

$$\beta = \frac{1}{V_T} \cdot \frac{dV}{dT} \quad (1)$$

Kde  $\beta$  je okamžitý koeficient objemové roztažnosti [ $K^{-1}$ ]

$V_T$  je objem při počáteční teplotě  $T$  [ $m^3$ ]

$dV_T$  je okamžitá změna objemu [ $m^3$ ]

$dT$  je okamžitá změna teploty [ $K$ ]

I přesto, že koeficient teplotní roztažnosti je funkcí teploty, lze tvrdit že pro malé změny teplot je téměř konstantní. V takovém případě můžeme vzorec (1) přepsat jako rovnici (2). Poté mluvíme o středním koeficientu objemové roztažnosti [4].

$$\beta_{prům} = \frac{1}{V_T} \cdot \frac{\Delta V}{\Delta T} \quad (2)$$

Kde  $\beta_{prům}$  je průměrný koeficient objemové roztažnosti [ $K^{-1}$ ]

$V_T$  je počáteční objem při teplotě  $T$  [ $m^3$ ]

$\Delta V$  je celková změna objemu vyvolaná změnou teploty [ $m^3$ ]

$\Delta T$  je celková změna teploty [ $K$ ]

V případě výpočtu změny délky tělesa, která byla vyvolána změnou jeho teploty, je nutné použít koeficient délkové teplotní roztažnosti  $\alpha$ . Tento koeficient lze vypočítat ze vztahu (3) a určuje míru prodloužení vzorku, která je vyvolána nekonečně malou změnou teploty, a ta vyvolá nekonečně malou změnu délky tělesa [6, 8].

$$\alpha = \frac{1}{L_T} \cdot \frac{dL}{dT} \quad (3)$$

Kde  $\alpha$  je okamžitý koeficient délkové roztažnosti [ $K^{-1}$ ]  
 $L_T$  je délka při počáteční teplotě  $T$  [m]  
 $dL$  je okamžitá změna délky [m]  
 $dT$  je okamžitá změna teploty [K]

Stejně, jako u objemové roztažnosti i zde platí fakt, že koeficient  $\alpha$  je funkcí teploty, stejně jako to, že při velmi malých změnách teploty je koeficient téměř konstantní. A proto lze odvodit vztah (4), který popisuje střední koeficient délkové roztažnosti [4].

$$\alpha_{prům} = \frac{1}{L_T} \cdot \frac{\Delta L}{\Delta T} \quad (4)$$

Kde  $\alpha_{prům}$  je průměrný koeficient teplotní délkové roztažnosti [ $K^{-1}$ ]  
 $L_T$  je počáteční délka při teplotě  $T$  [m]  
 $\Delta L$  je celková změna délky vyvolaná změnou teploty [m]  
 $\Delta T$  je celková změna teploty [K]

Pokud mají materiály stejné vlastnosti v různých směrech a jsou tedy izotropní, pak lze tyto dvě veličiny snadno přepočítat vztahem (5). Tento vztah se dá vysvětlit tak, že při délkové dilataci materiálu se mění rozměr pouze v jedné dimenzi, zatímco při změně objemu se mění rozměr materiálu ve všech třech dimenzích [6].

$$3\alpha = \beta \quad (5)$$

Nicméně existují také materiály, které nevykazují ve všech směrech stejné vlastnosti, co do roztažnosti (anizotropní). Mezi takové materiály patří ty, s nekubickou mřížkou a silně preferovanou krystalografickou orientací. Jako příklad je možné uvést monokrystal Zn, který krystalizuje v hexagonální těsně uspořádané mřížce (HTU). U takových materiálů se poté určují dva koeficienty délkové roztažnosti. Jeden ve směru hlavní osy označující se jako  $\alpha_{||}$  a druhý  $\alpha_{\perp}$ , který je kolmý na směr hlavní osy. Poté je možné vypočítat délkovou roztažnost svírající s hlavní osou úhel  $\varphi$  podle vzorce (6) [6].

$$\alpha_{\varphi} = \alpha_{||} \cos^2 \varphi + \alpha_{\perp} \sin^2 \varphi \quad (6)$$

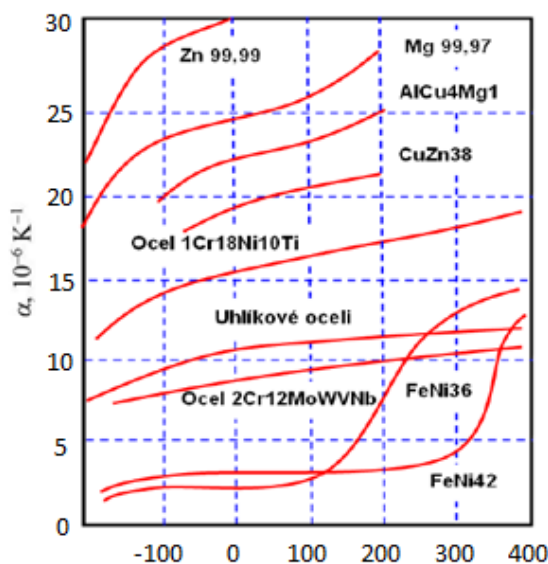
Pravou objemovou roztažnost poté můžeme vypočítat dle vzorce (7), který bere v potaz jak roztažnost ve směru axiálním, tak roztažnosti ve směrech radiálních.

$$\beta = \alpha_{II} + 2\alpha_{\perp} \quad (7)$$

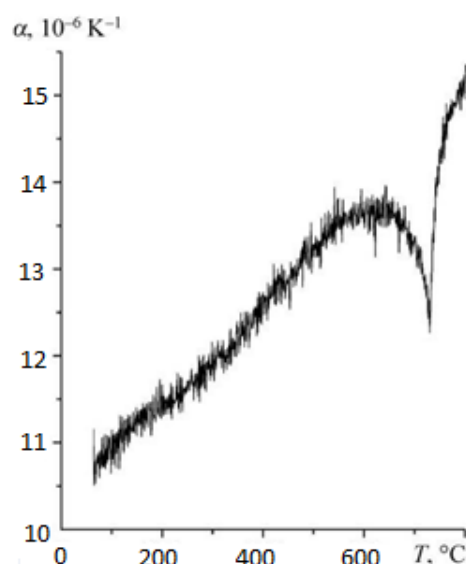
Aby bylo možné pracovat s délkovou roztažností u anizotropních materiálů zavádí se tzv. průměrná délková roztažnost, která je definovaná podle vzorce (8). Takto vypočtené hodnoty se u polykrystalických materiálů shodují s hodnotami naměřenými.

$$\alpha_{prům} = \frac{\alpha_{II} + 2\alpha_{\perp}}{3} \quad (8)$$

Pro tuhé roztoky platí to, že výsledná roztažnost není lineární funkcí složení. Výsledná roztažnost je vždy o něco nižší, než vyplývá ze směšovacího pravidla [6, 9]. Nejnižších hodnot nabývá součinitel tepelné roztažnosti u čistých kovů, kde např. pro železo za teploty 273,15 K  $\alpha$  činí  $11,7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . Vliv C jakožto prvku, který se vyskytuje ve všech ocelích je sotva znatelný. Největší roztažnost mezi ocelmi mají oceli austenitické, kde roztažnost může dosáhnout až  $20 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . Roztažnost pro vybrané kovy a jejich slitiny za teplot nepřesahujících 400 °C lze pozorovat na **obr. 1**. Teplotní délková roztažnost roste se vzrůstající teplotou a maxima nabývá při teplotě překrystalizace, po jejím dosažení se výrazně sníží následkem menšího objemu nově vzniklé fáze [2]. Toto lze pozorovat na **obr. 2**, který popisuje ohřev oceli 16Kh12V2FTaR, která patří do nové generace žáruvzdorných ocelí legovaných 12 % chromu. Použití nacházejí tyto žáruvzdorné oceli hlavně při výrobě palivových článků [10].



**Obr. 1** Teplotní roztažnost pro různé materiály v rozmezí teplot od -200 do 400 °C [2]



**Obr. 2** Výsledek měření roztažnosti oceli 16Kh12V2FTaR [10]

## 2.1.2 Dilatometrie

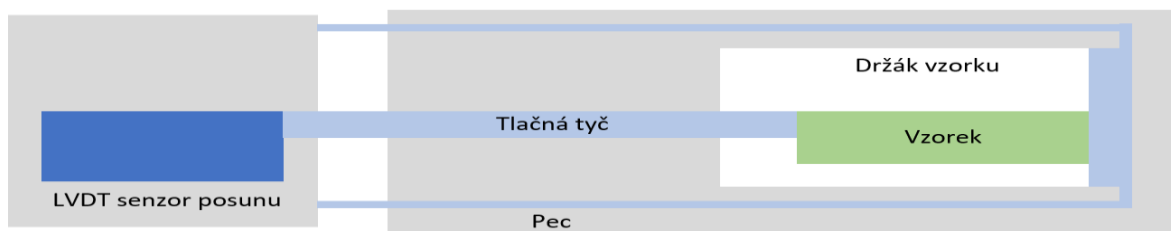
Dilatometrie je termoanalytická disciplína popisující měření smrštění či protažení materiálu během daného teplotního nebo časového programu v rozmezí teplot od  $-180\text{ }^{\circ}\text{C}$  až do  $2000\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Toto měření je používáno v tradiční keramice, skelném průmyslu, práškové metalurgii, ale i normální metalurgii, strojírenství a mnoha dalších oborech. Existuje mnoho možností aplikace pro dilatometrii pevných látek, prášků, past, polymerů a kapalin při výzkumu a vývoji produktů. Dilatometrie dokáže určit: lineární teplotní roztažnost, koeficient teplotní roztažnosti, expanzivitu, sintrovací teplotu, objemovou roztažnost, změnu hustoty, stanovení přechodové teploty skla, fázové transformace, kinetické studie. Moderní dilatometry jsou řízeny počítačem. Softwary, které výrobci dilatometrů dodávají většinou bývá kompatibilní s operačním systémem Windows od společnosti Microsoft, díky čemuž lze pro práci s dilatometry používat běžné osobní počítače [11, 12].

### 2.1.2.1 Typy dilatometrů

Dilatometry lze rozdělit do několika skupin podle způsobu jakým fungují. Základní typy jsou:

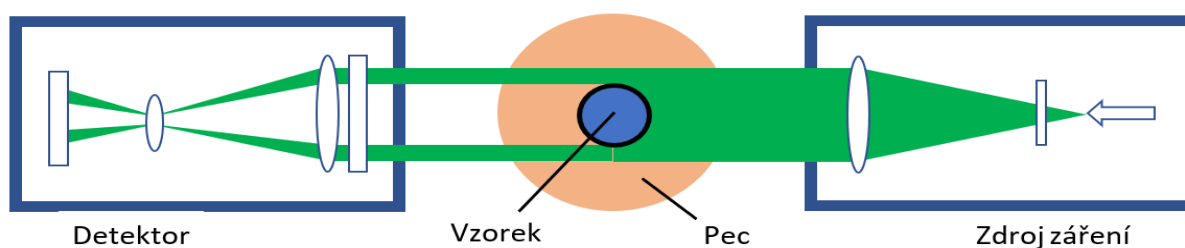
**1) Kontaktní dilatometr s tlačnou tyčí** – schéma tohoto typu dilatometru je zobrazeno na **obr. 3**. Vzorek je vložen do trubkové pece. Tlačná tyč, která je umístěn proti vzorku bývá vyrobena z amorfního křemene. Na opačném konci je tlačná tyč připojena na LVDT (lineární převodník posunu). Změny rozměrů vzorku jsou měřeny za kontrolovaného teplotního programu podle posunu posuvníku. Posun je zaznamenán ve vztahu k teplotě, která je snímána pomocí termočlánku navařeného přímo na vzorek. Konečná křivka musí být upravena z důvodu roztažnosti posuvníku a držáku. Celý proces bývá prováděn ve vakuu nebo v inertní atmosféře pro minimalizaci nežádoucích vlivů, jako je oduhličení nebo oxidace vzorku během tepelné expozice. Ochlazování je prováděno vháněním inertního plynu na povrch vzorku. Při potřebě ochladit vzorek pod běžnou pokojovou teplotu se použije kryogenního systému, který ochladí inertní plyn pomocí tekutého dusíku. Rychlosti ochlazování mohou pro různé dilatometry dosahovat různých hodnot, které např. pro dilatometr Adamel-Lhomargy DT1000 dosahují hodnot  $0,003$  až  $500\text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$  [13, 14].





**Obr. 3** Schéma dilatometru s tlačnou tyčí podle obr. ve zdroji 13

**2) Optický dilatometr** – je nekontaktní zařízení schopné měřit roztažnost materiálů. Způsob, jakým funguje je zobrazen na **obr. 4**. Tyto dilatometry bývají vybaveny CCD senzorem, který umožňuje vizuální analýzu roztažnosti vzorku v reálném čase, a to za pomoci videa nebo jednotlivých snímků. Mezi velké výhody optické dilatometrie patří to, že vzorek během měření není zatěžován žádnou přídavnou silou. Tento fakt dělá z tohoto dilatometru ideální nástroj pro měření měkkých nebo částečně natavených vzorků, které se mohou deformovat pomocí malých sil. Speciální adaptéry dovolují měření pevných, kapalných a kombinovaných fázových přechodů. Speciální držáky vzorků umožňují měření tuhých folií bez chyb, které jsou spojeny s použitím síly na běžných konvenčních dilatometrech. Optický dilatometr se skládá z bezkontaktního měřiče roztažnosti, CCD senzoru s vysokým rozlišením, topného mikroskopu, optického fleximetru, kontaktního úhlu, popřípadě je rozšířen o adaptér pro zkoumání při teplotní oblasti mezi solidem a likvidem. Výsledná přesnost měření se liší podle jednotlivých dilatometrů. Pro dilatometr L74 od společnosti Linseis je přesnost 1  $\mu\text{m}$  [12].



**Obr. 4** Schéma optického dilatometru podle obrázku ve zdroji 15

**3) Kapacitační dilatometr** – princip tohoto typu dilatometru spočívá ve změně kapacity, která je vyvolána změnou velikosti mezery kondenzátoru. Kondenzátor se skládá ze dvou rovnoběžných desek, určujících jeho elektrickou kapacitu. Jedna deska je pevně umístěná a druhá je pohyblivá. Při prodlužování délky vzorku se pohybuje i pohyblivá deska kondenzátoru, která mění velikost mezery mezi deskami. Výhodou takovýchto dilatometrů je schopnost detekovat i velmi malé změny rozměru. Rozměr vzorku lze vyjádřit z rovnice (9) [16].

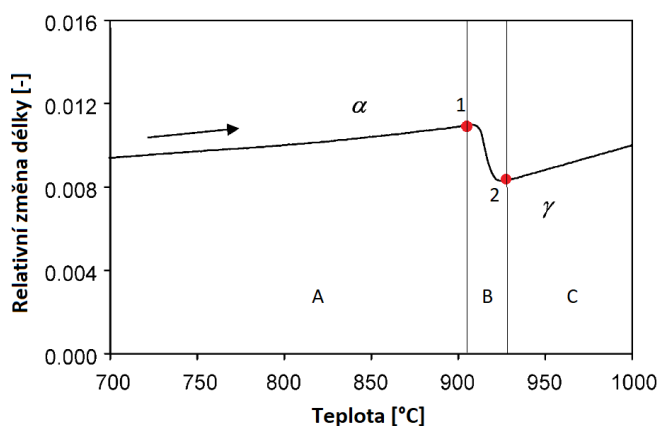
$$C = \frac{\varepsilon \cdot A}{d}$$

9

Kde  $C$  je kapacita kondenzátoru [F]  
 $\varepsilon$  je permitivita prostředí [ $F \cdot m^{-1}$ ]  
 $A$  je plocha desek kondenzátoru [ $m^2$ ]  
 $d$  je vzdálenost mezi plochami desek kondenzátoru [m]

Ze vzorce (9) je patrný vztah mezi vzdáleností desek kondenzátoru a jeho kapacitou. Tento vzorec popisuje kapacitu kondenzátoru jako nepřímo úměrnou velikosti vzorku, a naopak jako přímo úměrnou ploše kondenzátoru a jeho permitivitě [16].

### 2.1.2.2 Využití dilatometrie při studiu fázových přeměn



**Obr. 5** Křivka ohřevu oceli ARMCO podle obr. ze zdroje 14

Jednou z oblastí použití dilatometrie jsou studie fázových transformací. Když materiál prochází fázovou transformací, dochází rovněž ke změně struktury matrice, která je obvykle doprovázená změnou objemu materiálu. Průběh fázových přeměn je spojen se změnou směrnice křivky v grafu závislosti relativní změny délky na teplotě. Směrnice křivky

v každém bodě popisuje její okamžitý koeficient délkové roztažnosti  $\alpha$ . Toto lze pozorovat na **obr. 5.** popisujícím ohřívání oceli ARMCO steel (Fe-0,002C-0,05Mn) při rychlosti ohřev  $0,05 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ . Oblast A na **obr. 5.** popisuje křivku ohřívání feritu, kde s rostoucí teplotou roste délka vzorku. Oblast B, ležící mezi inflexními body 1 a 2 popisuje oblast tvorby austenitu, který má mřížku kubickou planicentrickou na rozdíl od feritu, který má mřížku kubickou stereocentrickou, což je jeden z důvodů jak odlišných hustot, tak i dalších vlastností. Hustota austenitu je vyšší, než je hustota feritu, a to zapříčiňuje pokles relativní změny délky v oblasti B. Oblast C je stejně jako oblast A tvořená jen jednou fází, která je ohřívána, a proto je zde zase patrný nárůst relativní změny délky [14].

### 2.1.3 Význam predikce rozměrových změn ve tváření a metalurgii

Změny rozměru vyvolané teplem hrají velkou roli v hutním cyklu, a to jak v primárním (plynulé odlévání oceli, odlévání do ingotů, odlévání do trvalých i jednorázových forem), tak i v sekundárním (kalibrace válců na válcovacích stolicích, určení rozměru zápusťky na zápusťkových kovárnách, spojování hřídelí pro lodní motory bez použití svarů) [3, 7, 8].

**Význam predikce změn tvaru při kalibraci válců** – při výrobě polotovarů a konečných výrobků s tvary jinými, než jsou ploché (plechy, pásy, plochá ocel) se využívá kalibrovaných válců. Takto vyválcované produkty se nazývají tvarová ocel a jejich výsledný tvar a vlastnosti jsou dány kalibrací, která se zabývá stanovením správných úběrových plánů, konstrukcí a tvarem jednotlivých kalibrů. Tvary kalibrů určující technologickou tvařitelnost, dovolují provádět větší úběry díky zabránění šíření a tím příznivějšímu stavu napjatosti. Při plánování velikosti hotovního kalibru je potřeba brát v potaz to, že materiál procházející posledním úběrem se obvykle nachází v oblasti austenitu a při zchladnutí na pokojovou teplotu budou jeho rozměry jiné důsledkem fázové transformace a tepelné roztažnosti. V takovém případě je potřeba určit průměrný koeficient teplotní roztažnosti mezi doválcovací teplotou a pokojovou teplotou (popřípadě teplotou při které má mít materiál výsledný rozměr). Pro určení konečného rozměru vývalku lze použít vztah (10) [3, 17, 18, 19].

$$l = l_0(1 + \alpha \Delta T) \quad (10)$$

Kde  $l$  je lineární rozměr při zvolené teplotě [m]  
 $l_0$  je lineární rozměr za výchozí teploty [m]  
 $\alpha$  je délkový koeficient teplotní roztažnosti [ $K^{-1}$ ]  
 $\Delta T$  je rozdíl teplot pro rozměry  $l$  a  $l_0$  [K]

V praxi používají kalibréři velmi zjednodušený vztah, počítající s tím, že  $l_0$  je rozměr za pokojové teploty a pro výpočet rozměru  $l$  (rozměr při dané teplotě) se použije tzv. technický koeficient teplotní roztažnosti  $k_\alpha$ , který charakterizuje změnu rozměru daného materiálu. Při tomto zjednodušení lze vztah napsat jako vztah (11) [17, 18].

$$l = l_0 \cdot k_\alpha \quad (11)$$

Obvyklé hodnoty technického koeficientu teplotní roztažnosti pro konstrukční oceli lze vidět v **tab. 1**.

**Tab. 1** Hodnoty  $k_\alpha$  [17]

Teplota [°C]	$k_\alpha$ [-]	Teplota [°C]	$k_\alpha$ [-]
800	1,010	1100	1,013
900	1,011	1200	1,014
1000	1,012	1300	1,015

**Význam predikce změn tvaru v kovárenství** – velkou roli hraje teplotní roztažnost hlavně při zápusťkovém kování, kde se neuvažují velké přídavky (popř. žádné) na obrábění jako je tomu při volném kování, a tedy zápusťka určuje konečný tvar výkovku. Stejně jako při válcování, kde jsou válce ochlazovány, tak i zde je potřeba zápusťku ochlazovat a tím bránit materiál zápusťky před poškozením, jako je tepelná únava, mechanická únava, plastická deformace, ale hlavně před opotřebením (abrazivním, adhezivním a oxidačním), které z vyjmenovaných poruch tvoří cca 70 %. Kolísáním teplot zápusťky, která je před kovááním předebrána na určitou teplotu dochází rovněž ke změnám jejích rozměrů podle vzorce (10). Cyklickým střídáním teplot v zápusťce rovněž vzniká napětí, které může zapříčinit vznik mikrotrhlin. Teplota povrchu dutiny zápusťky může dosáhnout až 500 °C a u výstupků dokonce až 600 °C. Práce technologa (konstruktéra) je v tomhle případě poněkud složitější, protože musí počítat jak s roztažností zápusťky, jejíž teplota kolísá, tak rovněž s roztažností výkovku, který má po zchladnutí jiné rozměry než po dokování [20]. Znalost koeficientů teplotní roztažnosti získaných z dilatometrických měření je nutná pro simulace pomocí MKP (metody konečných prvků), kterých se v zápusťkových kovárnách hojně využívá za použití specializovaných MKP programů jako je Deform, Forge-3D nebo za použití univerzálních MKP programů mezi které můžeme zařadit např. ABAQUS a ANSYS [21, 22].

Při volném kování dochází k velkým ztrátám materiálu způsobeným tvorbou okujů během mnoha meziokujů nutných pro dosažení vhodné kovací teploty během všech operací kování. Další ztráty materiálu jsou spojeny s procesem obrábění, bez kterého se volné kování neobejde. I přes tyto ztráty, i zde je nutné znát teplotní roztažnost materiálu a to např. při spojování skládaných volně kovaných klikových hřídelí bez použití svařování. Svařování by mohlo vyvolat v materiálu tepelná pnutí, která jsou nežádoucí [23].

**Význam predikce rozměrových změn při plynulém lití ocelí** – většina vyrobené oceli se v dnešních dnech odlévá na zařízení pro plynulé odlévání. Existuje odhad, že až 95 % vyrobené oceli projde během výroby válcováním [2]. Z toho důvodu musí být v konkurenčním prostředí, ve kterém se firmy pohybují kladen důraz na bezproblémové zvládnutí této technologie. Praskání polotovarů vyrobených pomocí plynulého lití je jedním z velkých problémů této

technologie už několik dekád. Za praskání plynule litých předlitků mohou jednak vlastnosti dané oceli, ale i napětový stav předlitku, který je ovlivněn tepelným pnutím. Ochlazování může být rozděleno do dvou částí a to primární (ochlazování taveniny a tvorba licí kůry) a sekundární (ochlazování plynule litého předlitku, který je pod licí kůrou stále tekutý). Znalost teploty austenitické transformace a koeficientu teplotní roztažnosti při různých chemických složeních a rychlostech ochlazování umožňují předejít problémům spojeným s praskáním předlitků, a to volbou vhodného režimu ochlazování. Správným režimem ochlazování v sekundární zóně, lze docílit toho, aby napětí v jednotlivých částech plynule litého předlitku při dané rychlosti ochlazování nepřekročilo mez kluzu a nedošlo k jeho prohnutí, které by mohlo zapříčinit prasknutí [8].

## 2.2 Měrné teplo

V metalurgii a ve tváření znalost měrného tepla materiálů pomáhá při určení doby ohřevu, ale hlavně také při určování fázových přeměn [6].

Měrné teplo (měrná tepelná kapacita) je jednou ze základních tepelných vlastností látek. Jde o extenzivní stavovou veličinu popisující výměnu tepla mezi látkami. Při dodání energie do systému v případě, že nedojde ke změně v kinetické nebo potenciální energii systému, obvykle dojde ke vzestupu teploty (toto ovšem nemusí platit, pokud systém projde změnou, jakou může být např. fázová transformace). Tepelná kapacita látky se dá definovat jako množství tepla, které je nutné dodat z okolí, aby se látka ohřála o 1 °C [24].

S rostoucí kapacitou roste také doba nutná pro ohřev na předepsanou tvářecí teplotu. Tepelnou kapacitu lze rozdělit na střední a pravou [24].

Střední tepelná kapacita je množství tepla dodané do soustavy, aby se soustava ohřála z teploty  $T_1$  na teplotu  $T_2$ . Určuje tedy jakousi průměrnou hodnotu tepelné kapacity v daném teplotním intervalu. Výpočet této veličiny popisuje rovnice (12) [24].

$$\overline{C} = \frac{Q}{\Delta T} \quad (12)$$

Kde  $\overline{C}$  je střední tepelná kapacita [ $\text{J} \cdot \text{K}^{-1}$ ]

$Q$  je množství dodaného tepla [J]

$\Delta T$  je rozdíl mezi teplotami  $T_2$  a  $T_1$  [K]

Pravá tepelná kapacita se pro velmi malé změny teplot limitně blíží střední tepelné kapacitě a dá se vypočítat podle vzorce (13) [24].

$$C = \frac{\delta Q}{dT} \quad (13)$$

Kde  $C$  je pravá tepelná kapacita [ $\text{J} \cdot \text{K}^{-1}$ ]  
 $\delta Q$  je velmi malé množství tepla dodané do soustavy [J]  
 $dT$  je velmi malá změna teploty [K]

Rovnice (14) popisuje vztah mezi střední a pravou tepelnou kapacitou.

$$\overline{C} = \frac{1}{T_2 - T_1} \int_{T_1}^{T_2} C dT \quad (14)$$

Aby bylo možné stanovit porovnání tepelných kapacit mezi jednotlivými materiály, začala se používat měrná tepelná kapacita. Jde o vztažení tepelné kapacity na jednotku hmotnosti, a tu lze tedy vypočítat podle vzorce (15), který je doplněním vzorce (12) [24].

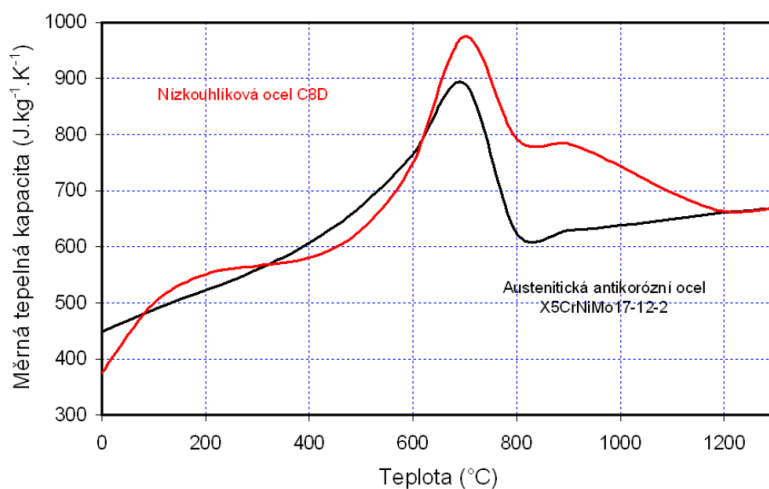
$$c = \frac{Q}{m\Delta T} \quad (15)$$

Kde  $c$  je měrná tepelná kapacita [ $\text{J} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{kg}^{-1}$ ]  
 $Q$  je množství tepla dodaného do systému [J]  
 $m$  je hmotnost systému [kg]  
 $\Delta T$  je rozdíl teplot systému před a po dodání tepla [K]

Kromě vztažení tepelné kapacity na jednotku hmotnosti, se ve vědecké praxi používá i vztažení k jiným jednotkám, a to k jednotce látkového množství (molární tepelná kapacita s jednotkou  $\text{J} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{mol}^{-1}$ ) nebo k jednotce objemu ( $\text{J} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{m}^{-3}$ ) [25]. Tepelná kapacita může být definována buď pro konstantní objem ( $C_V$ ) nebo pro konstantní tlak ( $C_P$ ). Při tváření ovšem dochází ke tváření tuhých roztoků, a tedy stejně jako teplotní roztažnost i tepelnou kapacitu je třeba přepočítat podle chemického složení daného roztoku. Rovnice popisující výslednou tepelnou kapacitu za stálého tlaku nese název Neumann-Koppova a má tvar rovnice (16) [24].

$$C_p = x \cdot C_{px} + y \cdot C_{py} \quad (16)$$

Kde  $C_p$  je tepelná kapacita slitiny vypočtená za konstantního tlaku [ $\text{J}\cdot\text{K}^{-1}$ ]  
 $x, y$  jsou atomové podíly složek x a y v binární slitině xy [-]  
 $C_{px}, C_{py}$  jsou tepelné kapacity složek x a y určená za konstantního tlaku [ $\text{J}\cdot\text{K}^{-1}$ ]

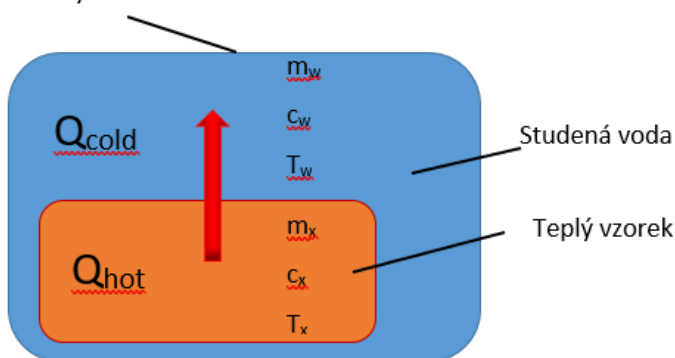


**Obr. 6** Závislost tepelné kapacity na teplotě pro nízkouhlíkovou a legovanou ocel [2]

teplotě závisí na podobnosti tepelných kapacit obou složek. Čím jsou hodnoty tepelných kapacit bližší, tím je vzorec (16) přesnější. Pokud se u slitiny vyskytuje fázová transformace, tak platí, že Neumann-Koppova rovnice je tím přesnější, čím je teplota pro určení tepelné kapacity vzdálenější od teploty fázové transformace [6]. Měrná tepelná kapacita je funkcí teploty, jak lze vidět na **obr. 6**. Pro oceli tepelná kapacita roste až do teploty fázové přeměny  $a_{c1}$ , kde dosahuje hodnot kolem  $900 \text{ J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$  a poté klesá [2].

## 2.2.1 Kalorimetrie

Systém izolovaný od okolí



**Obr. 7** Schéma kalorimetru podle obr. ve zdroji 4

a entropie. Proces měření spočívá v umístění vzorku o známé teplotě  $T_x$  a hmotnosti  $m_x$  do

Rovnice (16) platí pouze pro slitiny eutektického typu. Pokud by byly brány v úvahu tuhé roztoky neeutektického typu a intermetalické fáze při vysokých a nízkých teplotách, docházelo by k odchylkám ve výsledné tepelné kapacitě. Tyto odchylky mohou být jak kladné, tak i záporné. Celková velikost odchylky při dané

Kalorimetrie je částí termiky, která se zabývá měřením tepla. Jde o efektivní nástroj, díky kterému je možné popsat tavení, krystalizaci a fázové přeměny kovů i ostatních materiálů a s tím i související změny entalpie



nádoby, která obsahuje vodu o známé teplotě  $T_w$  a známé hmotnosti  $m_w$ . Zařízení, ve kterém probíhá přenos energie se nazývá kalorimetr. Na **obr. 7** lze vidět přenos tepla z teplejšího vzorku do chladnější vody. Pokud je systém izolovaný tak, jak je znázorněno na **obr. 7**, pak platí rovnice (17). Tato rovnice říká, že množství energie přijaté chladnější vodou se rovná množství energie odevzdané teplejším vzorkem [4].

$$Q_{cold} = -Q_{hot} \quad (17)$$

Kde  $Q_{cold}$  je množství tepla, které přijme voda [J]  
 $Q_{hot}$  je množství tepla, které opustí vzorek [J]

Záporné znaménko před  $Q_{hot}$  v rovnici (17) znamená snížení energie ve vzorku. Po rozepsání nabyde rovnice tvaru (18). Výsledkem této rovnice je měrná tepelná kapacita vzorku [4].

$$m_w c_w (T_f - T_w) = -m_x c_x (T_f - T_x) \quad (18)$$

Kde  $m_w, m_x$  jsou hmotnosti vody a vzorku v kalorimetru [kg]  
 $c_w, c_x$  jsou měrné tepelné kapacity vody a vzorku v kalorimetru [ $J \cdot K^{-1} \cdot kg^{-1}$ ]  
 $T_w, T_x$  jsou počáteční teploty vody a vzorku [K]  
 $T_f$  je konečná teplota systému, které systém dosáhne při rovnováze [K]

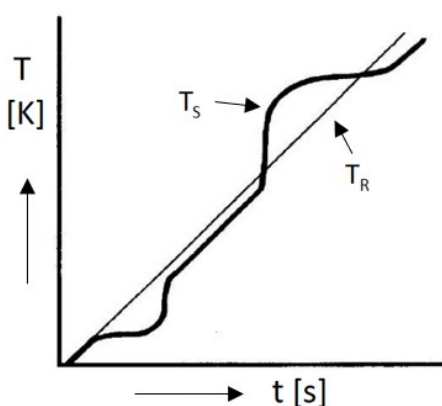
Z termodynamického hlediska umožňuje znalost tepelné kapacity mezi teplotami 0 K a zkoumanou teplotou určit parametry charakterizující materiál v rovnováze. Při integraci měrné tepelné kapacity získané za stálého objemu od teplot 0 K až po zkoumanou teplotu získáme entalpii, která určuje energii uloženou v termodynamickém systému. Entalpii lze vypočítat dle vzorce (19) [26].

$$H = \int_0^T C_p dT \quad (19)$$

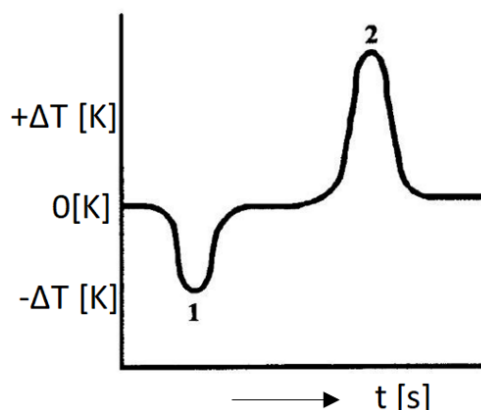
Kde  $H$  je entalpie [J]  
 $C_p$  je tepelná kapacita určená za konstantního tlaku [ $J \cdot K^{-1}$ ]  
 $0, T$  jsou integrační meze [K]  
 $dT$  přírůstek teploty [K]

## 2.2.2 Diferenční termická analýza (DTA)

Diferenční termická analýza patří mezi základní termické metody. Spočívá v měření teplot mezi dvěma vzorky. Jeden vzorek je referenční (nejčastěji oxid hlinitý nebo karbid křemíku) a druhý studovaný. Oba vzorky se zahřívají stejným teplotním režimem ve stejné peci při stejné atmosféře. Výsledky ohřevu jsou zaznamenány graficky jako teplotní rozdíly v závislosti na čase, či teplotě. Takové křivky ohřevu lze vidět na **obr. 8**. Záporná odchylka od referenčního vzorku v **obr. 9** označená jako 1 znamená endotermní děj. Kladná odchylka je označená jako 2 a znamená exotermní děj [27].



**Obr. 8** Křivka přímého ohřevu podle obr. ze zdroje 27



**Obr. 9** Křivka DTA podle obr. ze zdroje 27

Pro posuzování vztahu mezi naměřenou hodnotou a tou skutečnou se používají standardy. Byly vydány celkem tři certifikované soubory standardů pro DTA. Tyto standardy vydala Mezinárodní společnost pro termickou analýzu a Národní standardizační úřad. Každý certifikovaný soubor popisuje teplotní interval (první interval pro teploty 125-429 °C, druhý interval pro 295-675 °C a poslední interval pro 570-940 °C). Zde jsou předepsány tabelované teploty fázových přeměn pro 8 látek, mezi které patří:  $\text{KNO}_3$ -125 °C,  $\text{KClO}_4$ -299 °C,  $\text{Ag}_2\text{SO}_4$ -423 °C,  $\text{SiO}_2$ -576 °C,  $\text{K}_2\text{SO}_4$ -586 °C,  $\text{K}_2\text{CrO}_4$ -674 °C,  $\text{BaCO}_3$ -821 °C [27].

Měřicí zařízení pro diferenční termickou analýzu se skládá z elektrické pece (nebo kryostatu), měřicí hlavy (obsahující termočlánky pro měření teploty měřeného a referenčního vzorku) a regulátoru teploty a počítače, který zaznamenává výsledky v reálném čase [27].

Tvar křivek DTA je ovlivněn následujícími faktory:

**Rychlost ohřevu** – čím vyšší je rychlost ohřevu, tím je vyšší hodnota píku a zároveň se pík posune k vyšší teplotě. Při vysoké rychlosti ohřevu může dojít ke splynutí dějů, které probíhají těsně po sobě [27].

**Hmotnost vzorku** – hmotnost vzorku přímo úměrně ovlivňuje plochu píku. Vyšší hmotnost vzorku znamená posun píku k vyšší teplotě při vzniku plyných produktů. Snížení hmotnosti vzorku dovolí oddělit od sebe dva děje, které probíhají v úzkém teplotním intervalu [27].

**Geometrie vzorku** – v misce nebo kelímku musí být tolik vzorku, aby teplotní čidlo bylo uprostřed vzorku. Rozložení vzorku má vliv na výšku píku, a to tak, že při umístění čidla k povrchu vzorku dojde k poklesu výšky píku [27].

**Velikost částic** – velikost částic mění měrný povrch, a tedy urychluje či zpomaluje reakci, jejíž začátek posouvá buď k vyšším (pro velké částice – malý měrný povrch), či nižším teplotám (pro malé částice – velký měrný povrch) [27].

Pík nám určí nejen výskyt fázové přeměny, ale také její typ. Pokud má pík ostrý vrchol, pak dochází ke vzniku eutektika nebo tání čisté látky. Pokud je vrchol píku oblý, pak přeměna probíhá v určitém intervalu. Jestli vznikne pík se dvěma vrcholy, tak dochází k průchodu vzorku dvoufázovou oblastí [27].

Mimo DTA existuje i derivační diferenční termická analýza (DDTA). Jde o metodu shodnou s metodou DTA, ale s tím rozdílem, že se zaznamenává derivace křivky DTA. Pomocí metody DDTA dochází k oddělení teplot jevů, které se překrývají [27].

### 2.2.3 Diferenční skenovací kalorimetrie (DSC)

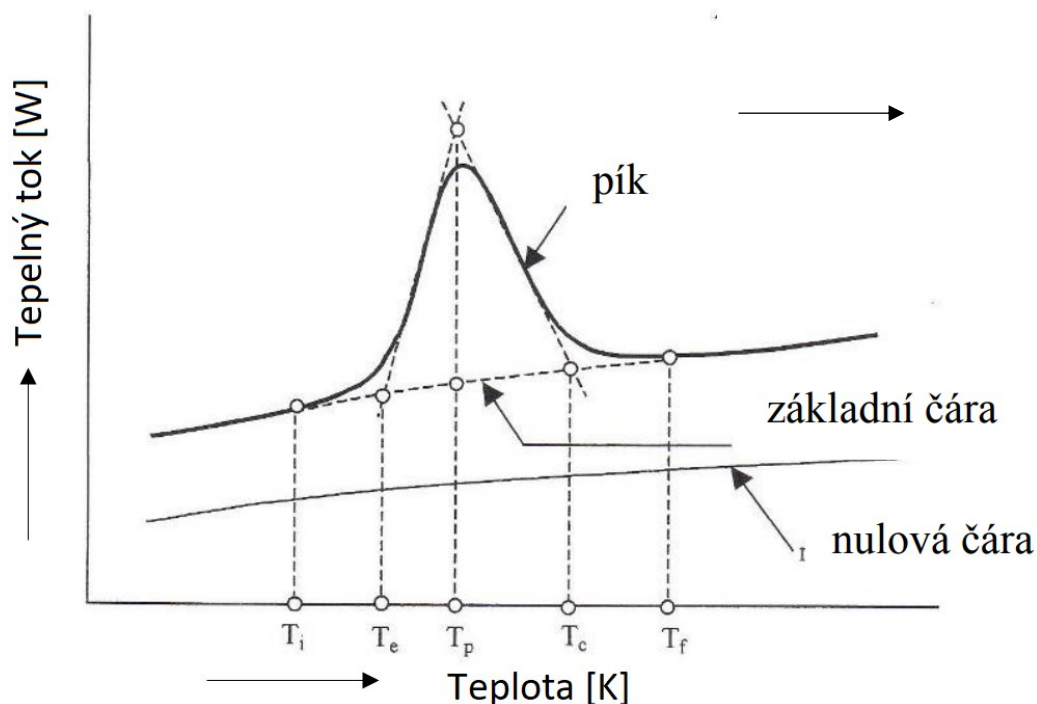
Diferenční skenovací kalorimetrie je ve srovnání s DTA přesnější a dovoluje použití velmi malých vzorků. Hmotnosti těchto vzorků jsou v řádech miligramů. Při metodě DSC dochází k udržování shodných teplot mezi referenčním a studovaným vzorkem. Teploty se srovnávají buď dodáním energie do vzorku (děj probíhající ve vzorku je endotermní – uvolňuje teplo) nebo dodáním energie do referenční látky (děj probíhající ve vzorku je exotermní – spotřebovává teplo) [27].

DSC se dělí na DSC s kompenzací příkonu a DSC s tepelným tokem.

**DSC s kompenzací příkonu** – tato metoda se nazývá také jako obrácená DTA metoda. Oba vzorky jsou zahřívány stejnou rychlostí. Pokud dojde k reakci (fázové přeměně) ve studovaném vzorku, která ovlivní rychlost jeho ohřevu, změní se také množství do něho dodané energie. Tímto způsobem dochází k regulaci teploty studovaného vzorku ve srovnání se vzorkem regulačním. Měřicí zařízení se skládá ze dvou obvodů. První je kontrolní a jeho úkolem je měření průměrné teploty vzorků. Druhý je řídicí a jeho úkolem je kompenzovat teplotní rozdíly referenčního a zkoumaného vzorku [27].

**DSC s tepelným tokem** – oba vzorky jsou umístěny ve společné kalorimetrické komoře. Místo měření rozdílu příkonu, zde dochází k měření rozdílu teplot vzorků spojených tepelným

mostem. Výsledkem je velikost tepelného toku od nebo do vzorku, a tedy velikost rozdílu teplot. Měřicí zařízení se skládá z měřicí hlavy, pece, termostatu, zdroje plynů, zdroje napětí, regulátoru teploty a počítače. Výhodou DSC je možnost využití rychlosti ohřevu 0,5 až 80 °C/min. Křivku DSC popisuje **obr. 10** [27].



**Obr. 10** Příklad DSC křivky podle obr. ze zdroje 27

$T_i$  označuje počáteční teplotu píku,  $T_e$  je extrapolovaný počátek,  $T_p$  je maximální teplota píku, označení  $T_c$  nese extrapolovaný konec a  $T_f$  je označení pro teplotu konce píku. Plocha píku určuje množství uvolněného/spotřebovaného tepla při reakci. Nulová čára je křivka popisující ohřev prázdného zařízení (zařízení bez misek nebo s prázdnými miskami) [27].

## 2.3 Rezistometrie

Elektrický odpor je fyzikální veličina, která se v metalurgii a při tváření kovů dá použít pro určení výskytu fázových transformací [28]. Odpor je definován rovnicí (20) [4].

$$R = \frac{U}{I} \quad (20)$$

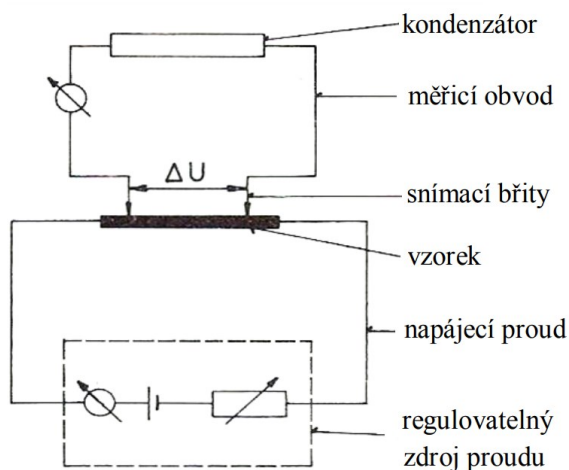
Kde  $R$  je elektrický odpor [ $\Omega$ ]  
 $U$  je elektrické napětí [V]  
 $I$  je elektrický proud [A]

Elektrický odpor je funkcí tvaru a rozměrů vodiče a je přímo úměrný rezistivitě. Rezistivita (měrný odpor) je materiálovou konstantou a obrácenou hodnotou měrné vodivosti. Je závislá na teplotě a to tak, že s rostoucí teplotou u vodičů roste, ale u polovodičů klesá. Je definována následující rovnicí (21), ze které vyplývá, že je to hodnota elektrického odporu vodiče s plochou kolmého průřezu rovnající se jedné a délkou rovnající se také jedné [4].

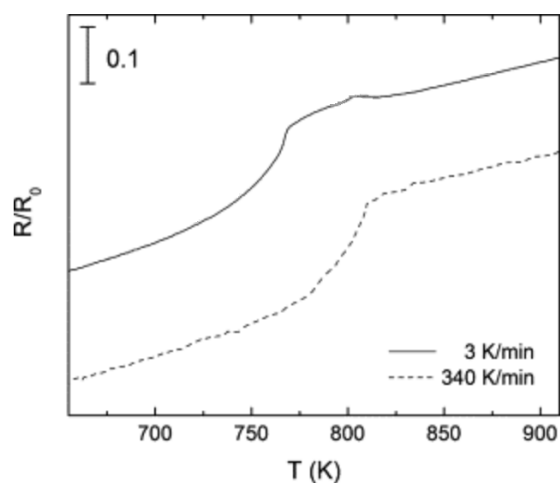
$$R = \rho \cdot \frac{l}{S} \quad (21)$$

Kde  $R$  je elektrický odpor [ $\Omega$ ]  
 $\rho$  je rezistivita [ $\Omega \cdot \text{m}$ ]  
 $l$  je délka vodiče [m]  
 $S$  je obsah kolmého průřezu vodiče [ $\text{m}^2$ ]

Schéma rezistometrie je zobrazeno na **obr. 11**. Princip spočívá v přesném měření změny napětí na snímacích břítech při konstantní hodnotě elektrického proudu. Pro rezistometrii lze využít jak jednosměrného, tak i střídavého proudu. Změna napětí dle vzorce (20) znamená změnu elektrického odporu, která je způsobena zahříváním. Výrazná změna indikuje vznik nové fáze. Vzorky jsou přesně definovány a jejich průřez musí být minimální. Hlavní nevýhodou této metody jsou výsledky, které se mohou rozcházet s reálnými hodnotami z důvodu mnoha vlivů (vměstky apod.) [29].



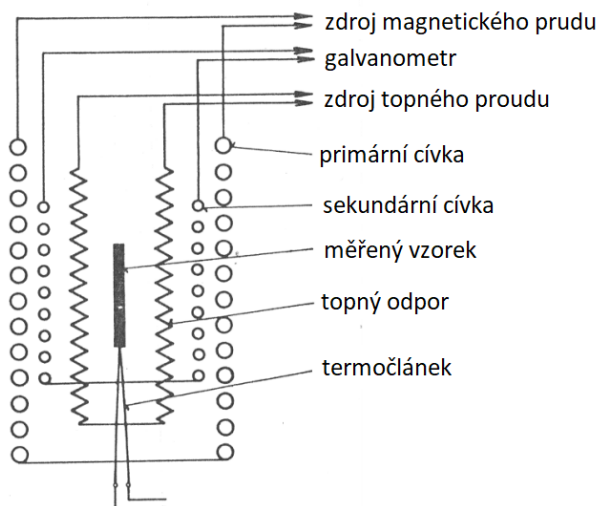
**Obr. 11** Schéma rezistometrie [29]



**Obr. 12** Křivka rezistometrie při ochlazování polykrystalické slitiny  $\beta\text{-CuAlBe}$  [28]

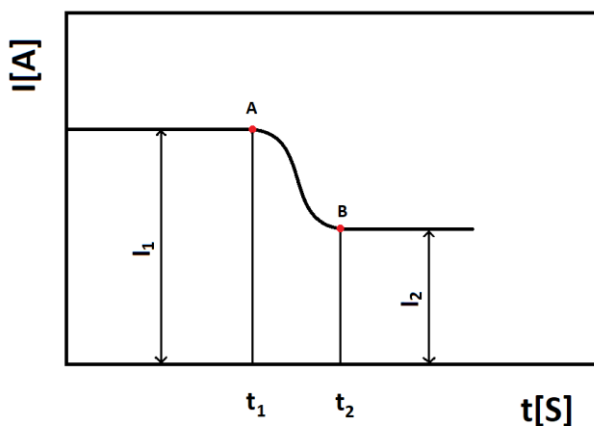
**Obr. 12** popisuje změnu relativní elektrické rezistivity polykrystalické  $\beta$ -CuAlBe slitiny během plynulého ochlazování z teploty 900 °C, a to při rychlostech 3 K/min a 340 K/min. Tato změna měrné rezistivity byla vyvolána precipitací a fázovou transformací [28].

## 2.4 Magnetometrie



**Obr. 13** Schéma magnetické indukční metody [30]

do primární cívky měřicího transformátoru, který v sekundární cívce vyvolá napětí, závisící na indukčnosti systému. Při vložení feromagnetického vzorku do sekundární destičky dojde k nárůstu napětí na sekundární cívce. Tento nárůst je úměrný množství feromagnetických fází ve vzorku. Pokud je zařízení doplněno o pec, je možno zkoumat fázové transformace vzorků při ohřívání nebo ochlazování. Výsledkem takového měření může být změna závislosti proudu na čase viz **obr. 14**, který popisuje závislost proudu na čase pro rozpad austenitu. Bod A zobrazený na křivce popisuje počátek rozpadu austenitu a bod B konec rozpadu austenitu. Rozdíl teplot  $t_2 - t_1$  zachycuje teplotní interval rozpadu austenitu [30].



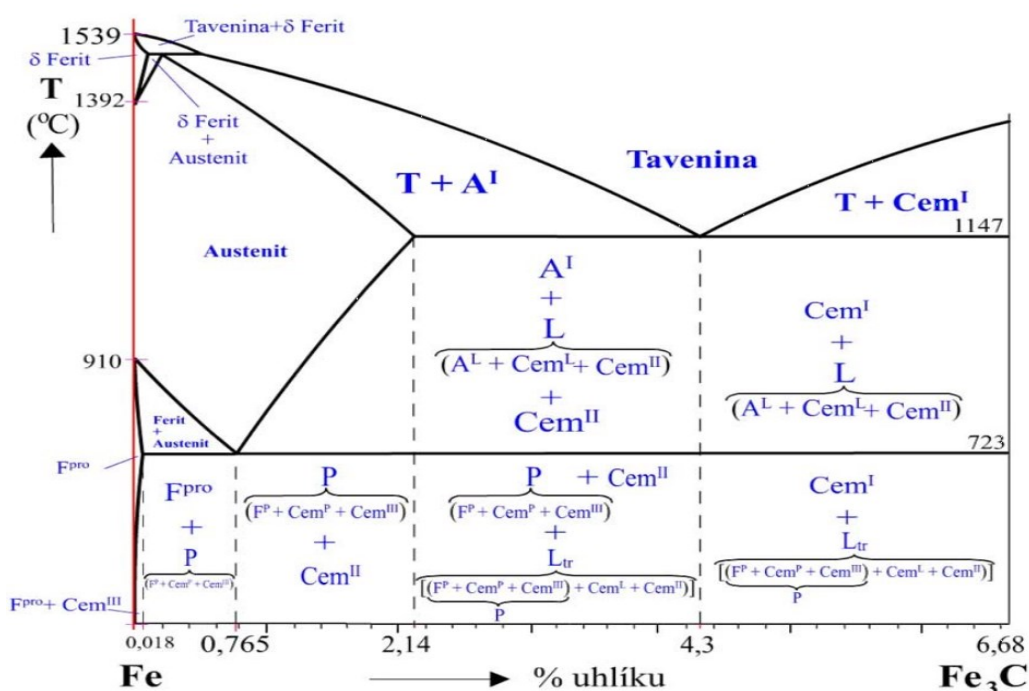
**Obr. 14** Závislost proudu na čase během rozpadu austenitu podle obr. ze zdroje 30

## 2.5 Binární rovnovážný diagram Fe-Fe<sub>3</sub>C

### 2.5.1 Teoretický základ a význam rovnovážného diagramu

Znalost binárního diagramu železo-uhlík se v praxi používá pro určení fáze při konkrétní teplotě a obsahu uhlíku. Každá fáze má své typické vlastnosti. Díky znalosti tohoto diagramu můžeme předpovědět vlastnosti různých ocelí při různých teplotách a také určit správné teploty pro tváření či různé druhy žíhání [2].

Metastabilní binární diagram Fe-Fe<sub>3</sub>C je na **obr. 15**. Jak už jeho název naznačuje jednou složkou (složkou A) je čisté železo a druhou složkou (složkou B) je uhlík, který se vylučuje ve formě karbidu železa (Fe<sub>3</sub>C neboli cementit) s obsahem 6,68 % C. Zkratky na následujícím obr. znamenají: T – tavenina, cem<sup>I-III</sup> – primární, sekundární a terciální cementit, P – perlit, A – austenit, F – ferit, L – ledeburit [31].



**Obr. 15** Metastabilní diagram Fe-Fe<sub>3</sub>C [2]

Železo s uhlíkem může ale také krystalizovat podle stabilního diagramu Fe-C, ve kterém se uhlík nad mezí rozpustnosti v dané modifikaci železa vylučuje ve formě čistého uhlíku (grafitu). Protože grafit vzniká v soustavě železo – uhlík difuzí, je potřeba vysoký obsah uhlíku (nad 2 hm. %) a dostatek času (pomalé ochlazování) pro tvorbu životaschopných zárodků [32].

V diagramu se nachází 3 oblasti tuhých roztoků, které mají shodnou krystalickou mřížku, jako mají 3 alotropické modifikace železa. Uhlík díky svému malému atomovému



poloměru tvoří se železem tuhé roztoky. Při překročení maximální rozpustnosti uhlíku v tuhém roztoku dojde ke tvorbě cementitu [32].

**ferit** – je tuhý roztok železa  $\alpha$  a uhlíku. Vyskytuje se až do teploty 910 °C a maximálně v sobě může mít rozpuštěno 0,025 % C při teplotě 723 °C. Je měkký, tvárný (dostatek skluzových systémů díky mřížce kubické stereocentrické) a do teploty 768 °C magnetický [31, 2].

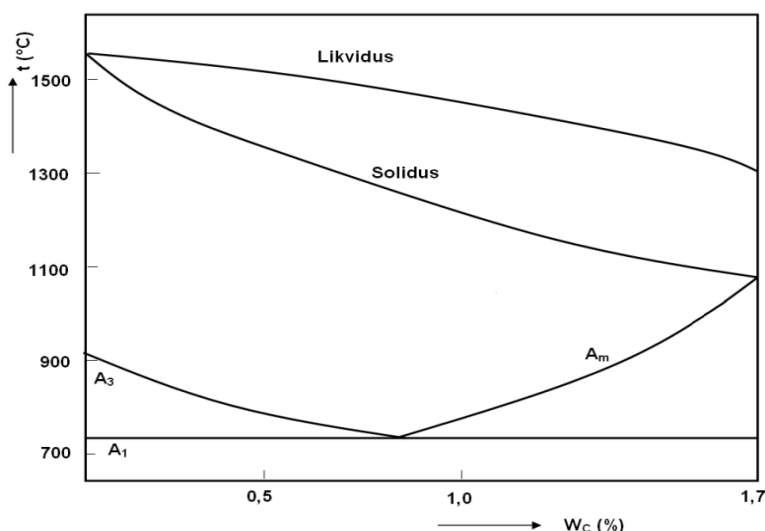
**austenit** – je tuhý roztok železa  $\gamma$  a uhlíku. Může se vyskytovat mezi teplotami 723-1499 °C. Rozpouští v sobě jak uhlík, tak i ostatní legující prvky. Je nemagnetický, houževnatý a tvárný. Krystalizuje v mřížce kubické planicentrické [31, 2].

V metastabilním diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C probíhají 3 základní reakce a to jsou:

**Peritektická reakce** – tato reakce probíhá při teplotě 1499 °C. Slovně se dá popsat jako přeměna taveniny o obsahu uhlíku 0,51 hm. % a tuhého roztoku  $\delta$  o obsahu uhlíku 0,1 hm. % na tuhý roztok  $\gamma$  o obsahu uhlíku 0,16 hm. %. Peritektická reakce probíhá pouze pokud obsah uhlíku slitiny leží v intervalu 0,10 – 0,51 hm. % [32].

**Eutektická reakce** – tato reakce probíhá při teplotě 1147 °C. Dojde k utuhnutí taveniny o obsahu uhlíku 4,3 hm. % na směs austenitu o obsahu uhlíku 2,14 hm. % a cementitu. Takto vzniklé eutektikum se nazývá ledeburit [32].

**Eutektoidní reakce** – je reakce probíhající za teploty 723 °C, při které dochází k rozpadu austenitu o obsahu uhlíku 0,765 hm. % na směs tuhého roztoku  $\alpha$  o obsahu uhlíku 0,02 hm. % a cementitu. Eutektoid vzniklý při této reakce nese název perlit. Tato reakce odděluje oceli nadeutektoidní a podeutektoidní. [32].



**Obr. 16** zobrazuje detailně oblast austenitu v diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C. Oblast austenitu je ze spodní strany ohraničená přechodovými teplotami A<sub>3</sub>, A<sub>m</sub>, ale austenit se začíná tvořit už při překročení teploty A<sub>1</sub> [32].

**Obr. 16** Oblast austenitu diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C [2]

**Teplota A<sub>3</sub>** – je přechodová teplota rozdělující oblast austenitu od dvojfázové oblasti austenit + ferit. Její teplota se v binární soustavě Fe-Fe<sub>3</sub>C pohybuje od 723-910 °C. Tato

transformační teplota je funkcí více proměnných jako je například chemické složení (hlavně obsahu uhlíku s jehož zvýšením se teplota sníží), ale také předchozí vložená deformace. Při ochlazování se teplota označuje jako  $A_r3$  a při ohřevu nese název  $A_c3$ . Její znalost dovoluje určit správnou dolní tvářecí teplotu či teplotu žíhání [2, 33]. Dolní tvářecí teplota by měla být vyšší než teplota  $A_3$ , ale neměla by jí přesáhnout o více než 50 °C, aby nedocházelo k růstu austenitického zrna a tím i negativnímu ovlivnění mechanických vlastností výsledné struktury. Výjimkou jsou ovšem oceli termomechanicky tvářené (řízené tvářením) u kterých lze tvářet i při nižších teplotách a tím zabránit rekrytalizaci pro dosažení dobrých mechanických vlastností [2, 34]. Příkladem takového procesu může být výroba dvojfázových ocelí (DP-dual phase) složených z feritu a martenzitu, kterých se hojně používají v automobilovém průmyslu. Výroba těchto ocelí spočívá v zahrnutí do dvojfázového pásma na předem daný podíl austenitu a feritu. Následným zakalením se austenit přemění dle ARA diagramu na martenzit, který společně s feritem nabízí dobrou kombinaci pevnosti a houževnatosti. Např. normalizační žíhání ocelí probíhá při teplotách o 20 až 50 °C nad teplotou  $A_c3$ . Normalizační žíhání dokáže zrovnoměnit, či dokonce zjemnit strukturu a tím získat lepší pevnostní vlastnosti jako je pevnost na mezi kluzu [31, 35, 36].

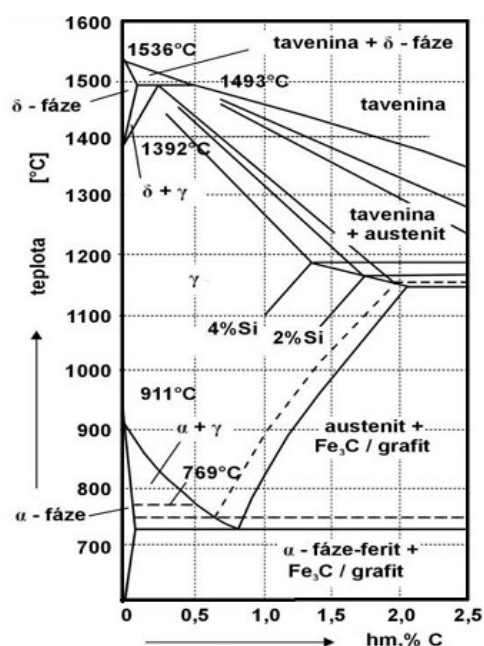
**Teplota  $A_1$**  – pod touto teplotou se za rovnovážných podmínek v binárním soustavě Fe-Fe<sub>3</sub>C nemůže vyskytovat austenit (při nerovnovážných podmínkách např. při kalení lze i pod touto teplotou indikovat výskyt zbytkového austenitu. V metastabilní soustavě se hodnota teploty  $A_1$  rovná 727 °C při jakémkoli obsahu uhlíku. Stejně jako pro teplotu  $A_3$  i zde platí že při ohřívání se používá označení  $A_c1$  a při ochlazování  $A_r1$  [32].

**Teplota  $A_m$**  – je transformační teplotou oddělující austenit od dvojfázové oblasti austenit + cementit. S rostoucím obsahem uhlíku roste z teploty 723 °C až na teplotu 1147 °C. Při ohřevu se označuje jako  $A_{cm}$  a při ochlazování jako  $A_{rm}$ .

## 2.5.2 Modifikace rovnovážného systému vlivem vybraných prvků

**Mangan** – je austenitotvorný prvek, který odstraňuje z ocelí křehkost za tepla, a to díky své vysoké afinitě k síře, která je vyšší než u železa. Z tepelných vlastností ovlivňuje mangan hlavně tepelnou vodivost, která s jeho rostoucím obsahem klesá. Vyšší hmotnostní zlomek manganu v oceli znamená pokles teploty  $A_c1$  i  $A_c3$ . U teploty  $A_c1$  je jeho vliv zhruba třiceti procentní oproti uhlíku. Na teplotu  $A_c3$  je jeho vliv 2,5krát větší, než je na teplotu  $A_c1$  [37, 38].

**Křemík** – je silně feritotvorný prvek ovlivňující tvařitelnost a přetvárné odpory [37]. S hmotnostním podílem křemíku v oceli roste jak teplota  $A_{c1}$ , tak i teplota  $A_{c3}$ . Teplota  $A_{c3}$  je na obsahu křemíku závislá dvakrát více než na obsahu manganu [38]. Křemík posouvá diagram železo uhlík doleva a působí v tomto směru společně s fosforem jako tzv. ekvivalent uhlíku. Posun diagramu lze pozorovat na **obr. 17**. Znalosti obsahu ekvivalentního uhlíku se využívá převážně ve slévárenství, kde je zapotřebí znát chemické složení eutektika. Ekvivalentní uhlík lze vypočítat ze vzorce (22), ze kterého vyplývá že obsah Si a P je zhruba třetinový co se týká posunu diagramu doleva oproti uhlíku [39].



**Obr. 17** Posun binárního diagramu při různém obsahu křemíku podle obr. ze zdroje 39

$$CE = C + 0,3(Si + P) \quad (22)$$

Kde  $CE$  je ekvivalentní uhlík [%]  
 $C, Si, P$  jsou obsahy prvků C, Si a P v soustavě železo-uhlík [%]

**Chrom** – je feritotvorný prvek snižující energii vrstevných chyb a sťažující kinetiku uzdravovacích procesů, čímž dochází ke snížení tvařitelnosti a růstu deformačního odporu [37]. Při obsazích nad 20 hm. % již nedojde ke vzniku austenitické struktury, a to za žádných podmínek [6]. Obsah chromu má rozdílný vliv na teplotu  $A_1$  a  $A_3$ . Zatímco teplota  $A_1$  roste s obsahem chromu u teploty  $A_3$  se s obsahem tohoto prvku nepočítá [38].

**Molybden** – je feritotvorný prvek, který při obsahu nad 8,2 hm. % zabráňuje vzniku austenitické fáze za jakýchkoli podmínek [6]. Vliv tohoto prvku na transformační teploty se liší. Zatímco teplota  $A_1$  klesá s rostoucím hmotnostním podílem molybdenu, tak u teploty  $A_3$  je vliv opačný [38].

**Nikl** – je austenitotvorný prvek [6], který působí téměř stejnou měrou na teplotu  $A_1$  i  $A_3$ , a to tak, že s rostoucím hmotnostním podílem niklu klesají transformační teploty [38].

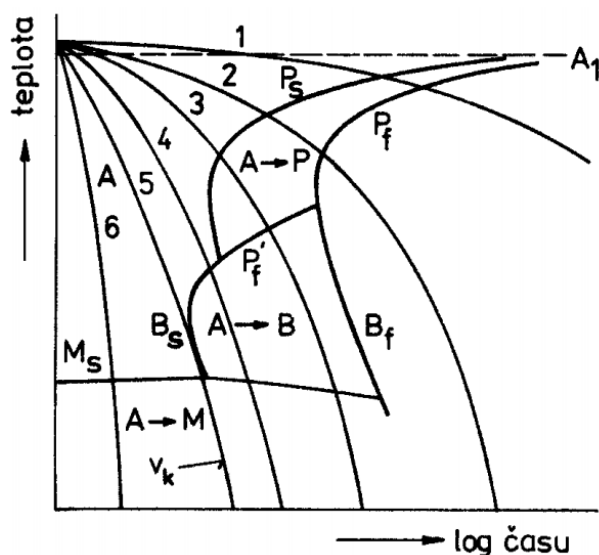
**Vanad** – je feritotvorný prvek, který při obsahu 4,5 hm. % zabraňuje vzniku austenitu [6]. Jeho rostoucí obsah snižuje teplotu  $A_1$ , a naopak ze všech vyjmenovaných prvků nejvíce zvyšuje teplotu  $A_3$  [38].

**Měď** – snižuje obě transformační teploty [38].

## 2.6 Transformační diagramy

Diagram anizotermického rozpadu austenitu (ARA) patří společně s diagramem izotermického rozpadu austenitu (IRA) mezi diagramy popisující přeměny austenitu při různých rychlostech ochlazování. Praktický význam obou diagramů lze nalézt při tepelném zpracování ocelí, kdy lze pomocí cíleného řízení teplot získat předem očekávané vlastnosti. Jednotlivé druhy fázových přeměn se liší jak svým průběhem, tak i produkty. Díky tomu lze získat širokou škálu mechanických vlastností pro jeden materiál. V některých případech dochází v průběhu rozpadu austenitu pouze k jedné reakci (např. perlitická přeměna při žíhání eutektoidních ocelí). Většinou ovšem dochází k řadě austenitických přeměn různého druhu. Z toho důvodu je zapotřebí sledovat všechny přeměny jako celek a nesledovat je osamoceně [6].

### 2.6.1 Teoretický základ a význam ARA diagramu



**Obr. 18** Diagram anizotermického rozpadu austenitu [40]

ARA (anglicky CCT) diagramy (diagramy rozpadu austenitu při plynulém ochlazování) ukazují dobu, která je potřebná pro přeměnu austenitu při různých rychlostech ochlazování. Tento diagram (**obr. 18**) se zakresluje v souřadnicích teplota (osa y) a čas (osa x), který se uvádí v logaritmickém měřítku. V diagramu bývají zakresleny teploty  $A_1$ ,  $A_3$ ,  $A_m$ . Dále diagramy obsahují polohu  $M_s$  (počátek martenzitické transformace) někdy i  $M_f$  (konec martenzitické transformace). Křivka  $P_s$  znamená

počátek perlitické transformace,  $P_f$  označuje konec perlitické transformace. Stejným způsobem jsou značeny i křivky bainitické transformace ( $B_s$ ,  $B_f$ ). Křivky označené čísly (**obr. 18**) označují

jednotlivé rychlosti ochlazování. Někdy se na průsečíky křivek ochlazování a spodních hranic příslušných transformačních oblastí píší čísla, která označují podíly produktu dané přeměny. Pro jednotlivé křivky ochlazování jsou obvykle přiřazovány tvrdosti, které závisí na výsledné struktuře [6].

## 2.6.2 Fázové složky vznikající rozpadem austenitu

Tyto složky vznikají fázovými přeměnami. Přeměny lze dle atomárních mechanismů rozdělit do dvou skupin, a to jsou rekonstruktivní a displacivní [40].

**Rekonstruktivní** – je taková fázová přeměna, která vzniká narušením všech atomárních vazeb a následným vznikem nových vazeb. Hlavním mechanismem této přeměny jsou difuzní procesy. Dochází pouze k objemovým změnám. Mezi rekonstruktivní přeměny patří pouze feritické přeměny, a to včetně přeměny při které vzniká masivní ferit [40].

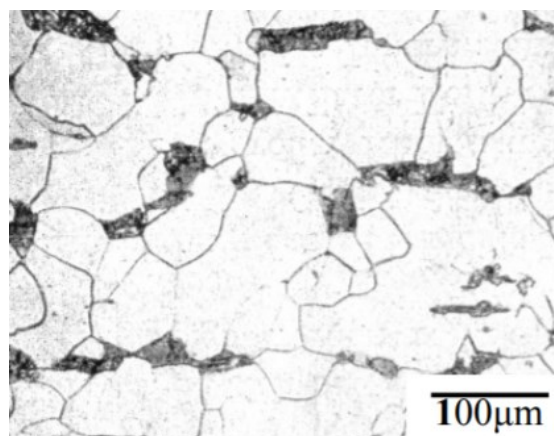
**Displacivní** – je taková fázová přeměna, která vznikne narušením výchozího uspořádání v matici a následným vznikem nového uspořádání (krystalické mikrostruktury). Dochází ke změně tvaru (makroskopické). Pokud dojde k omezení vlivem okolní matrice, dochází ke kumulaci elastické a plastické deformace v matici. Takto vzniklá fáze má poté tvar buď latěk nebo desek. Displacivní fázová přeměna probíhá při takových teplotách, při kterých se nedokáže plně rozvinout difuze atomů [40].

### 2.6.2.1 Produkty rekonstruktivní fázové přeměny

**Alotrimorfní ferit (ATF)** – je fáze čočkovitého tvaru podléhající difuzi a její vznik je zaznamenáván pod teplotou přechodu austenitu na ferit. Vzniká na sousedících hranicích zrn austenitu a následně kolem nich také roste (tzv. intergranulární vznik). Může tvořit síťoví, díky tomu, že se feritická zrna poměrně snadno setkají. Alotrimorfní ferit se dá dále dělit na aktivní a inertní. Aktivní ATF je takový, který se může dále měnit na Bainit (B) a Widmanstättenův ferit (WF). Pro následující přeměnu na B a WF je zapotřebí odpovídajících teplotních podmínek. Inertní ATF je pak takový, který omezuje následnou fázovou transformaci na rozhraní s tuhým roztokem  $\gamma$ . Omezení fázové přeměny je způsobeno zvýšením množství uhlíku na rozhraní  $\gamma$ -ATF [40].

**Idiomorfní ferit (IDF)** – vzniká za teplot zhruba o 50 °C nižších, než jsou teploty potřebné pro vznik ATF. Podléhá difuzi. Vzniká uvnitř zrna austenitu (tzv. intergranulární vznik). Vzniká na stejných typech částic jako acikulární ferit [40].

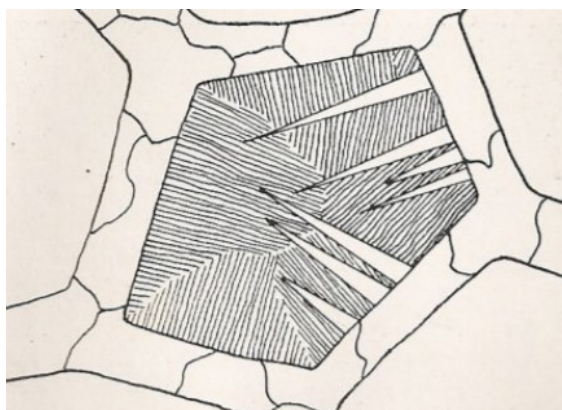
**Masivní ferit (MF)** – někdy nazýván také jako blokový ferit. Je to ferit, který vzniká difuzí. Je to rovnoměrně rozložený ferit, který vzniká za vyšších teplot a při pomalém ochlazování. Vzniká v objemu austenitického zrna. Vzhledem k teplotě jeho vzniku se vyznačuje hrubším zrnem. Mikrostrukturní snímek masivního feritu lze vidět na **obr. 19** [40].



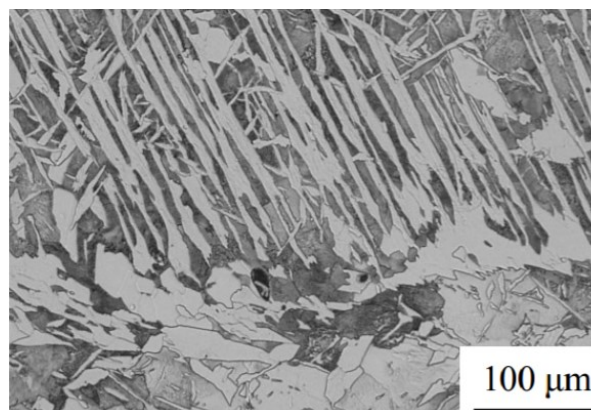
**Obr. 19** Mikrostrukturní snímek masivního feritu [40]

#### 2.6.2.2 Produkty displacivní fázové přeměny

**Widmanstättenův ferit (WF)** – se tvoří na hranicích austenitických zrn za teplot o 80 až 100 °C nižších, než je teplota tvorby idiomorfního feritu. Jeho tvorba je popisována pouze difuzí uhlíku, a nikoliv difuzí substitučních prvků. Vznik je spojen s větší rychlostí ochlazování a hrubým zrnem. Tato hrubá zrna znamenají dlouhé dráhy pro difuzi uhlíku. Ferit vylučující se na austenitických zrnech tvoří tzv. „feritické šipky“ viditelné na **obr. 20**. Tyto šipky mohou protínat celé zrno a tím tvořit charakteristické obrazce (**obr 21.**). WF je struktura objevující se nejčastěji v lité struktuře a v oblasti svarů. Widmannstättenův ferit je nežádoucí kvůli křehkosti. Tato struktura se dá odstranit pomocí normalizačního žíhání [40].



**Obr. 20** Feritické šipky na austenitických zrnech [40]

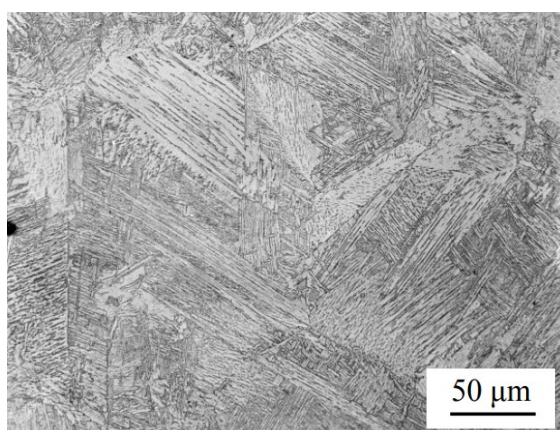


**Obr. 21** Widmannstättenova struktura [40]

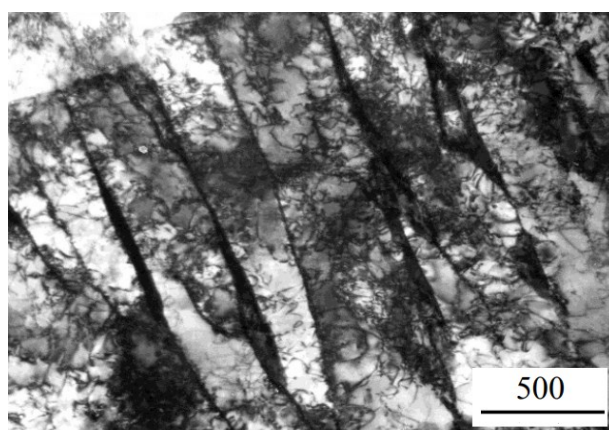
**Bainit (B)** – je zakalená struktura vznikající při středně rychlém ochlazování austenitu. Bainit je nerovnovážná heterogenní struktura. Skládá se z feritu přesyceného uhlíkem a karbidů nelamelárního typu. Bainitická přeměna se nachází mezi perlitickou a martenzitickou oblastí.

Bainitická přeměna je podobná přeměně difuzní, ale i martenzitické. Při nízké teplotě, která je zapotřebí pro vznik bainitu jsou možnosti difuze velmi omezené. Součástí bainitické přeměny je také přeměna austenitu na ferit a následná změna rozložení uhlíku (difuze uhlíku). Rozložení přísadových prvků zůstává stejné z důvodu jejich špatné difuzní schopnosti při nízkých teplotách. V porovnání se vznikem martenzitu, lze říci, že vznik bainitu trvá delší dobu. Podle mikrostruktury se bainit dá definovat jako nelamelární eutektoidní směs feritu a karbidů, vytvořená rozpadem austenitu. Zárodkem pro bainitickou přeměnu je ferit a u nadeutektoidních ocelí to může být i cementit. Protože mechanismus vzniku bainitu a jeho morfologie se liší se širokou škálou reakčních teplot, rozlišujeme bainit horní, střední a dolní [40, 6].

**Horní bainit (vysokoteplotní bainit)** – vzniká za teplot od 350 do 500 °C, a tedy za teplot o 100 °C nižších, než jsou teploty vzniku Widmanstättenova feritu. Většinou vzniká intergranulárně (na hranicích austenitických zrn) a jen zřídka kdy intragranulárně (uvnitř austenitických zrn). Jde o hrubé svazky látek bainitického feritu s částicemi cementitu, které jsou uspořádány podélně. Tyto látky vznikají smykem. Uhlík je přerozdělován pomocí difuze a na fázových hranicích tvoří hrubé precipitáty  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Z toho důvodu se hornímu bainitu někdy říká také hrubý bainit. Typická je vysoká pevnost ale nízká houževnatost. Následující **obr. 22 - 23** ukazují mikrostrukturu horního bainitu získanou odlišnými mikroskopickými metodami [40].



**Obr. 22** Struktura horního bainitu pomocí světelné mikroskopie [40]



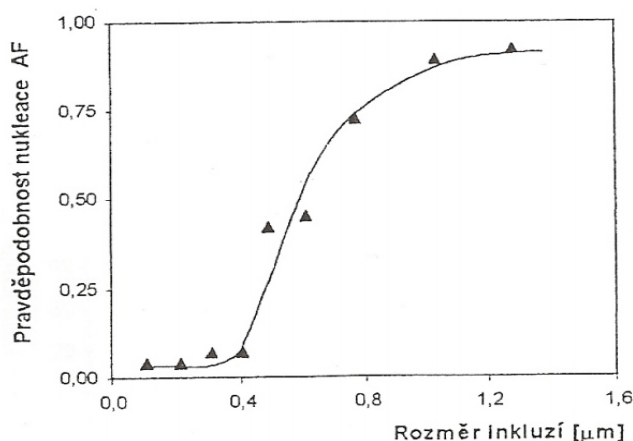
**Obr. 23** Struktura horního bainitu pomocí transmisní elektronové mikroskopie [40]



**Dolní bainit** – je takový bainit, který vzniká při nižších teplotách než bainit horní. Proces jeho tvorby začíná tvorbou feritických látek. Látky vznikají stejně jako u horního bainitu smykem. Výsledné desky bainitického feritu jsou velmi jemné. Dolní bainit je vzhledově mnohem více podobný martenzitu a vyznačuje se vysokou tvrdostí, ale zároveň i dobrou houževnatostí. Střední bainit obsahuje jak podíl horního, tak i dolního bainitu.

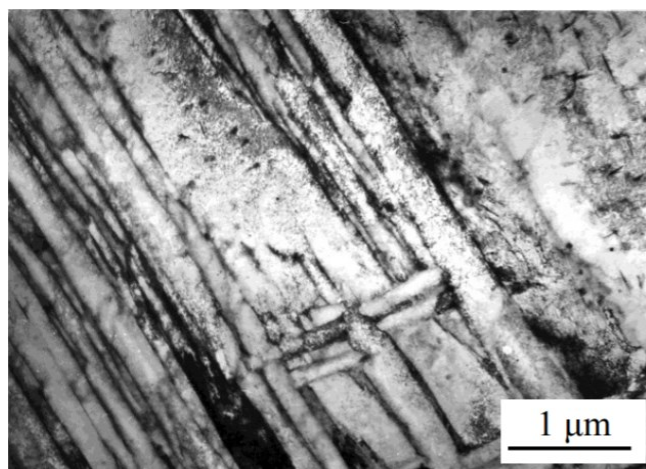
**Acikulární ferit (AF)** – nukleuje intragranulárně, a to na specifických precipitátech a inkluzích (vměstcích). AF má tvar latí a vykazuje se dobrou houževnatostí. Látky jsou uspořádány náhodně. Někdy mohou tvořit hvězdice, díky kterým se tento druh rozpadu austenitu kdysi nazýval hvězdíkovitým bainitem, či hvězdíkovitým Widmanstättenovým feritem. Tvorba acikulárního feritu je ovlivněna velikostí inkluzí, ale i

austenitických zrn. S rostoucí velikostí nekovových vměstků roste pravděpodobnost nukleace acikulárního feritu. Toto lze pozorovat na **obr. 24**. Při hrubším austenitickém zrně (velikost zrna nad 90  $\mu\text{m}$ ) je potlačena schopnost přeměny na bainit. Tvorba AF je žádaná z důvodu jeho vyšší odolnosti ke vzniku křehkého porušení [40].

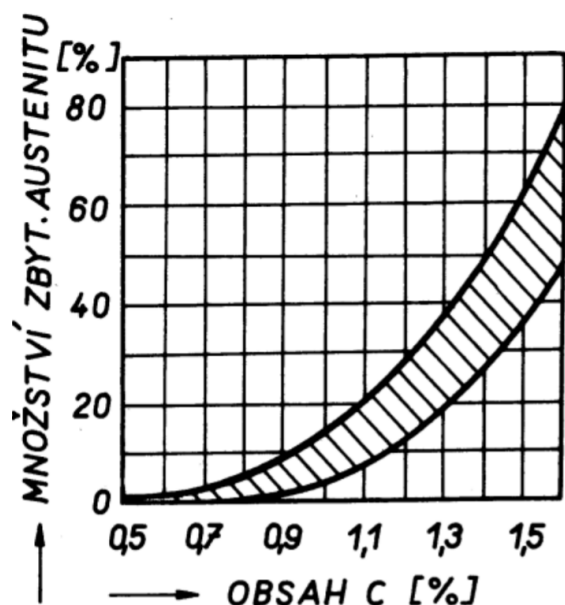


**Obr. 24** Pravděpodobnost vzniku acikulárního feritu v závislosti na velikosti nekovových vměstků [40]

**Martenzit (M)** – je tuhý nerovnovážný roztok uhlíku v železe  $\gamma$ . Vzniká smykem při nadzvukové rychlosti a má tvar latí (**obr. 25**), které se vyznačují vysokou tvrdostí a pevností. Vysoká tvrdost martenzitu je vyvolána několika zpevňujícími mechanismy, mezi které patří např. zpevnění velikostí zrna, zpevnění tuhého roztoku (uhlík v meziuzlových polohách). Vyskytuje se v mřížce



**Obr. 25** Mikrostruktura martenzitu vyfocená při transmisní elektronové mikroskopii [40]



**Obr. 26** Podíl zbytkového austenitu jako funkce obsahu uhlíku [40]

tetragonální prostorově centrované. Martenzitická přeměna probíhá za teplot, za kterých neprobíhá difuze substitučních ani intersticiálních prvků. Jde tedy o bezdifuzní mechanismus. Když ochlazovací křivka protne křivku konce vzniku martenzitu ( $M_f$  – martenzit finish), tak ve struktuře zůstane zbytkový austenit, který se nestihl přeměnit na martenzit. Zbytkový austenit může pozitivně ovlivnit plastické vlastnosti zakalených ocelí, jako jsou např. tvařitelnost, houževnatost. Ve většině případů není ovšem výskyt zbytkového austenitu žádoucí. Může dojít ke snížení jinak vysoké tvrdosti zakalené oceli. Rovněž může

dojít k přeměně na feriticko-karbidickou směs bainitického typu. Změnou na tuto směs dochází ke změně vlastností, rozměrů i tvarů zakalené části výrobku. Obsah zbytkového austenitu je ovlivněn hlavně stabilitou austenitu a velikostí jeho zrna. Je ale také dán chemickým složením ocelí. S rostoucím obsahem uhlíku v oceli roste i podíl zbytkového austenitu v zakalené struktuře. Tento fakt lze vidět na **obr. 26** [40].

### 2.6.3 Vliv vybraných prvků na tvar ARA diagramů

**Uhlík** – uhlík snižuje teplotu počátku bainitické i martenzitické přeměny. Rovněž snižuje teplotu počátku perlitické a feritické transformace. Uhlík také prodlužuje čas potřebný pro počátek bainitické transformace čímž zvyšuje prokalitelnost. Vliv uhlíku na čas nutný pro počátek této transformace je ze všech prvků nejvyšší. Jeho vliv je čtyřikrát silnější, než je tomu u manganu [38].

**Mangan** – mangan stejně jako uhlík snižuje teploty počátku bainitické, martenzitické, perlitické i feritické transformace. Prodlužuje také dobu nutnou pro počátek bainitické transformace, čímž zlepšuje prokalitelnost ocelí. Jeho vliv na čas počátku tvorby bainitu se dá srovnat s vlivem molybdenu a chromu [38].

**Křemík** – křemík snižuje teploty  $B_s$  a  $M_s$ . Teploty počátku tvorby feritu a perlitu naopak zvyšuje. Si rovněž prodlužuje čas potřebný pro tvorbu bainitu a tím zlepšuje prokalitelnost [38].

**Chrom** – chrom snižuje teploty  $M_s$ ,  $B_s$ ,  $P_s$  i  $F_s$  a zlepšuje prokalitelnost [38].

**Nikl** – nikl snižuje teploty Ms, Bs, Ps a Fs. Zkracuje dobu potřebnou pro tvorbu feritu, perlitu i bainitu [38].

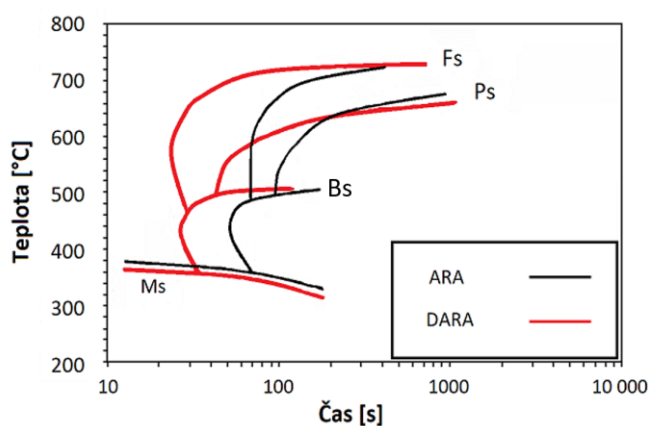
**Molybden** – molybden snižuje teploty Ms, Bs, Ps, Fs a zlepšuje prokalitelnost [40].

**Vanad** – vanad snižuje teplotu vzniku bainitu, ale na teplotu vzniku martenzitu působí obráceně. Zvyšuje teplotu nutnou pro vznik feritu a mírně snižuje teplotu počátku tvorby perlitu. Vanad jako jediný ze zmíněných prvků snižuje prokalitelnost tím, že zkracuje dobu potřebnou pro vznik bainitu [40].

## 2.6.4 Vliv výchozí struktury a deformace na ARA diagram

Klasický ARA diagram popsán v kapitole 2.6.1 bere v potaz pouze čas potřebný pro počátek fázové transformace pro jednotlivé rychlosti ochlazování. Nevyskytují se vněm další faktory ovlivňující rozpad austenitu, se kterými je v praxi potřeba počítat. Mezi tyto faktory řadíme např. výchozí strukturu (litá, protvářená atd.) a vloženou deformaci.

Vložená plastická deformace bez působení rekystalizace způsobí zkrácení času potřebného pro fázovou přeměnu. Deformací ovlivněný ARA diagram má zkratku DARA (DCCT) a v porovnání s ARA diagramem lze pozorovat jeho celkové posunutí do leva. DARA diagram se sestavuje na shodných osách jako ARA. Jediný rozdíl je ten, že pro každou deformaci se sestavuje nový diagram (**obr. 27**). Z tohoto obrázku lze vypožorovat konvergenci křivek fázových přeměn ARA a DARA diagramů při malých rychlostech ochlazování [41].



**Obr. 27** Vliv deformace na tvar ARA diagramu podle obr. ze zdroje 41

Hrubší zrno nebo litá struktura znamenají nižší teploty fázových přeměn, než je tomu u stavu protvářeného, popřípadě u struktury s jemnějším zrnem. Jemnější zrno znamená posun fázových přeměn k vyšším teplotám, a tedy ke kratším časům [42].

### 3. PRAKTICKÁ ČÁST

#### 3.1 Cíle experimentu

- Experimentálně určit vliv obsahu uhlíku na teplotní roztažnost podeutektoidních ocelí v průběhu ochlazování z austenitické oblasti
- Z dilatačních křivek stanovit vliv obsahu uhlíku v oceli (0,03 – 0,73 %) a rychlosti ochlazování (2 – 8 °C/s) na transformační teplotu  $Ar_3$
- Ověřit vliv rychlosti ochlazování na finální strukturu zkoumaných ocelí

#### 3.2 Popis zařízení

Všechny dilatometrické testy použité v této DP probíhaly na plastometru GLEEBLE 3800, který se od prosince roku 2012 nachází v laboratořích RMTVC na FMT. K měření byl využit zejména dilatometrický modul plastometru.

##### 3.2.1 Plastometr Gleeble 3800

Plastometr Gleeble 3800 (**obr. 28**) je vyráběn americkou firmou Dynamic Systems Inc. sídlící v New Yorku. Jde o moderní plastometr, který s využitím svých modulů nabízí možnosti simulace široké škály procesů jako jsou např.: plynulé odlévání, válcování za tepla, kování, protlačování, kalení, prášková metalurgie/sintrace, uzdravování, plynulé žíhání pásů, svařování obloukem nebo laserem, SICO test svařitelnosti a další. Dále může být využíván pro testování materiálu pomocí např.: tahové zkoušky ze horka/tepla na různých tvarech materiálů, tlakové zkoušky, tavení a tuhnutí, únavové zkoušky, dilatometrie/fázových transformací [43, 44].

Gleeble 3800 dokáže vyvinout sílu 20 tun v tlaku, 10 tun v tahu. Příčnický posun mohou být naprogramovány na pohyb rychlostí od 0,001 mm/s až po 2000 mm/s, přičemž celkový posun může dosahovat 125 mm. LVDT převodník poskytuje zpětnou vazbu, která dovoluje přesné provedení experimentu. Hydraulický servo systém dovoluje precizní kontrolu všech mechanických proměnných. Mezi řídicí proměnné patří např.: posun příčnicku, síla, příčná



**Obr. 28** Plastometr Gleeble 3800 od společnosti Dynamic Systems Inc. [43]

roztlačnost, podélná roztlačnost, skutečná deformace, skutečné napětí, inženýrské napětí a inženýrská deformace [43].

Systém přímého odporového ohřevu může ohřívat vzorek rychlostí větší, než 10 000 °C/s. Při ohřevu lze dosáhnout maximální teploty 1 700 °C (při dilatometrických experimentech pouze 1 400 °C). Tento plastometr rovněž udržovat teplotu s přesností 1 °C, a to díky termočládkům a pyrometrům poskytujícím zpětnou vazbu o teplotě vzorku. Čelisti držáku vzorku jsou chlazené vodou, a to dovoluje dosažení vysokých ochlazovacích rychlostí. Ochlazovací rychlost se liší v závislosti na velikosti, tvaru teplotě a složení vzorku. Optimální ochlazovací rychlost na povrchu vzorku při kalení překračuje 10 000 °C/s [43, 44].

Systémy Gleeble jsou dostupné v různých modelech, které nabízejí širokou škálu dostupných nastavení a konfigurací. Díky této flexibilitě lze plastometr přizpůsobit pro požadavky daného experimentu. Firma DSI dodává širokou škálu měřících systému, a to jak kontaktních, tak bezkontaktních [43].

Srdcem celého stroje je panel s tlačítky, který pomocí přátelského uživatelského rozhraní dovoluje obsluze nastavovat a řídit plastometr. Celý systém může být řízen pouze pomocí počítače, pouze manuálně nebo kombinací obojího. Firma DSI nabízí celou škálu softwarových nástrojů, které dovolují operátorům vytvořit test pomocí programovatelného nastavení přímo v osobním počítači [43].

Pro systém Gleeble bylo vytvořeno několik modulů, mezi které patří modul hydrawedge používající se převážně pro optimalizaci válcování za tepla a kování. Dalším modulem je model Hot Torsion, který umožňuje provádění krutové zkoušky s točivým momentem až 100 NM. Dalším modulem je modul MAXStrain poskytující více osovou deformaci za tepla [43]

### **3.2.2 Dilatometr model 39018**

Dilatometr 39018 CCT, použitý pro experimenty v této diplomové práci, je dilatometr používající převodník (LVDT), pro přesně měření materiálových transformací. Je vyvíjen firmou DSI a může být použit při měření transformací pro různé velikosti vzorků na plastometrech Gleeble 3500, 3800 a 3180. Maximální možná rychlost dilatace, při které lze získat přesné výsledky je podmíněna stykem vzorku s dilatometrem. Pro rychlosti do 10 mm/s není zapotřebí uvažovat speciální geometrii vzorku. Pro testy s výrazně vyšší rychlostí je mnohem lepší použít bezkontaktního měření dilatace [45].

### 3.3 Zkoumané oceli

Celý experiment byl prováděn na čtyřech padeutektoidních ocelích, které byly dodané společností Třinecké Železárny, a.s.

C10CE – je podle normy ČSN EN 10263 1-4 nízkouhlíková ocel s obsahem uhlíku cca 0,10 %. Jedná se o ocel, která se používá pro tváření za studena a písmeno E znamená, že jde o materiál s kvalitou E tzn. nejvyšší povrchová kvalita dle normy EN10221.

C3D1+B – Jedná se o nízkouhlíkovou ocel s řízeným obsahem boru max. do 50 ppm. Ocel má širokou škálu použití od nábytkářského průmyslu, přes méně náročné vruty, šrouby, konstrukce opěrek aut, věšáky až po podprsenky.

C42D2 – se používá například jako výztuž do kabelů, či vázací pružiny do matrací.

C72D2 – nachází uplatnění v pružinách do matrací, patních lankách do pneumatik, méně náročných konstrukcích kordů, technických pružinách a výztužích kabelů [46].

Konkrétní chemické složení těchto ocelí lze vidět v **tab. 2**.

**Tab. 2** Naměřené chemické složení zkoumaných ocelí

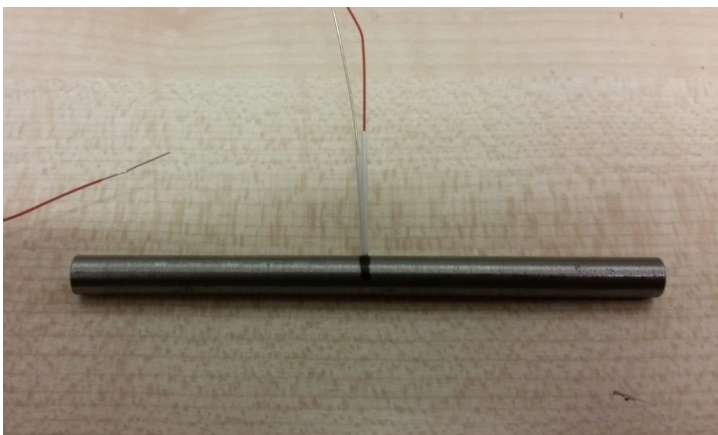
Značka oceli	C3D1+B	C10CE	C42D2	C72D2
<b>Obsah C [%]</b>	0,029	0,084	0,421	0,726
<b>Obsah Mn [%]</b>	0,270	0,380	0,660	0,570
<b>Obsah Si [%]</b>	0,032	0,065	0,218	0,197
<b>Obsah P [%]</b>	0,011	0,011	0,010	0,011
<b>Obsah S [%]</b>	0,015	0,007	0,014	0,011
<b>Obsah Cu [%]</b>	0,050	0,030	0,040	0,050
<b>Obsah Cr [%]</b>	0,060	0,040	0,060	0,050
<b>Obsah Ni [%]</b>	0,030	0,020	0,030	0,020
<b>Obsah Al [%]</b>	0,004	0,030	0,002	0,002
<b>Obsah Mo [%]</b>	0,008	0,008	0,009	0,008
<b>Obsah V [%]</b>	0,003	0,004	0,002	0,002
<b>Obsah Ti [%]</b>	0,008	0,010	0,009	0,012
<b>Obsah N [‰]</b>	0,020	0,049	0,026	0,024

### 3.4 Průběh experimentu

Experiment se skládal ze dvou částí, a to dilatometrických testů a metalografické analýzy. Dilatometrické testy byly provedeny na kontaktním dilatometru model 39018, který je součástí plastometru Gleeble 3800. Metalografické snímky byly pořízeny v metalografické laboratoři VŠB-TUO. Oba experimenty byly následně vyhodnoceny.

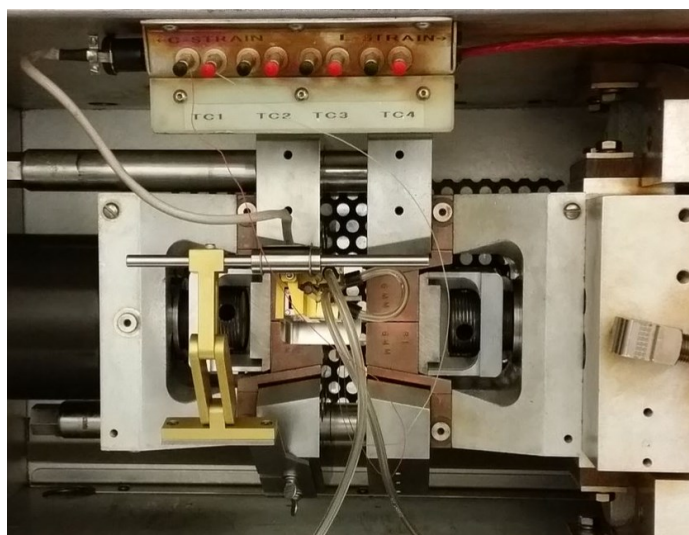
#### 3.4.1 Dilatometrické testy

Tyto dilatometrické testy byly provedeny pro všechny čtyři oceli (**tab. 2**), a to při dvou různých režimech ohřevu. Zkušební vzorky byly cylindrického tvaru s rozměry 6x86 mm. Vzorky byly zhotoveny, ze za tepla válcovaného drátu o průměru 10 mm. Na vzorky byly navařeny



**Obr. 29** Detail vzorku po navaření termočládku

termočládky (**obr. 29**), které byly umístěny doprostřed zkušebního vzorku. Poté byl vzorek usazen do měděných čelistí plastometru a termočládky připojeny do slotů tomu určených. Následně byl ke vzorku připevněn snímací člen kontaktního dilatometru tak, aby byl blízko



**Obr. 30** Kontaktní dilatometr s uchyceným vzorkem a navařenými termočládky

termočládku a tím došlo k získání přesných výstupních hodnot, ale zároveň ne příliš blízko pro zabránění ovlivnění měření kontaktem s termočládkem. Dilatometr připevněný ke vzorku, který je umístěn v čelistech plastometru a připojen k termočládku, zobrazuje **obr. 30**. Po kontrole celé aparatury došlo k odčerpání vzduchu na podtlak podobný vakuu, pro zabránění oxidačních pochodů probíhajících na povrchu vzorku za vyšších teplot.

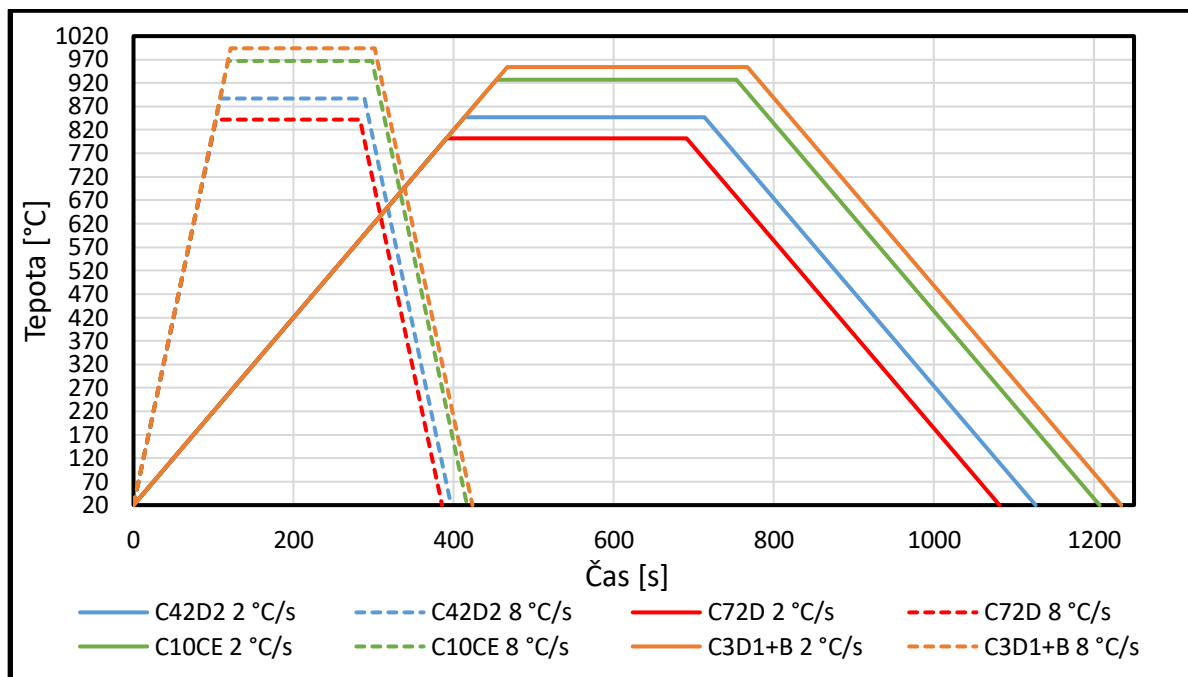


Následoval odporový ohřev vzorku dle daného teplotního režimu. Pro režim č. 1. to znamená ohřev s rychlostí 8 °C/s na teplotu o 60 °C vyšší, než je vypočtená teplota Ac<sub>3</sub> pro danou ocel. Poté byl vzorek na této teplotě držen po dobu 300 sekund s následným ochlazením s rychlostí 8 °C/s. Při režimu č. 2 bylo použito rychlosti ohřevu a ochlazování 2 °C/s s výdrží 180 sekund na teplotě o 100 °C vyšší, než je teplotě Ac<sub>3</sub>. Postup experimentu včetně označení jednotlivých vzorků lze vyčíst z **tab 3**. Tento postup je schématický znázorněn na **obr. 31**. Po ochlazení vzorku byly odstřiženy termočlánky a následně byly vzorky nařezány a připraveny pro metalografickou analýzu, která proběhla dle postupu v **kap. 3.4.3**. Výsledky z dilatometru byly odeslány do počítače, kde byly připraveny pro zpracování.

**Tab 3** Parametry ohřevu a ochlazování pro jednotlivé vzorky

Označení vzorku	Ohřev			Ochlazení		Značka oceli
	Teplota ohřevu [°C]	Rychlost ohřevu [°C/s]	Výdrž [s]	Skutečná rychlost ochlazování [°C/S]	Frekvence snímání [Hz]	
O1_2	847	8	300	8	10	C42D2
O1_3	887	2	180	2	2	C42D2
O2_2	802	8	300	8	10	C72D2
O2_3	842	2	180	2	2	C72D2
O3_2	927	8	300	8	10	C10CE
O3_3	967	2	180	2	2	C10CE
O4_2	954	8	300	8	10	C3D1+B
O4_3	994	2	180	2	2	C3D1+B

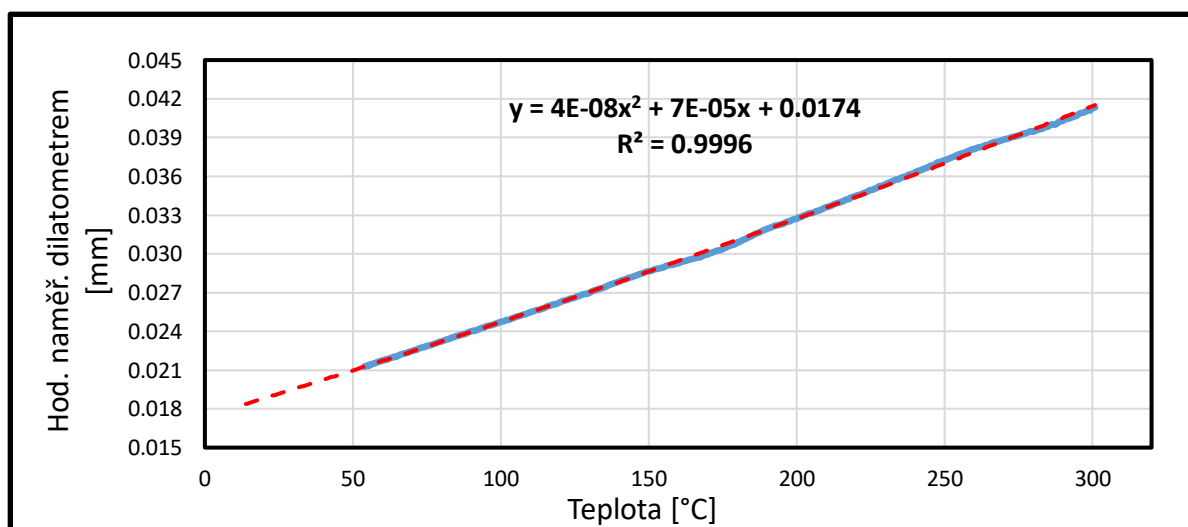




**Obr. 31** Schématické znázornění průběhů jednotlivých experimentů

### 3.4.2 Vyhodnocování dilatometrických testů

Výsledkem každého měření bylo mnoho veličin pro jednotlivé dílčí časy experimentu. Pro toto vyhodnocení byla použita okamžitá dilatace od původního rozměru vzorku a okamžitá teplota. Z dilatace naměřené na dilatometru byla vypočítána tzv. korigovaná dilatace. Tato dilatace se vypočítala odečtením posunu od hodnoty naměřené dilatometrem. Posun se vypočítal dosazením pokojové teploty (20 °C) do polynomu, kterým byla proložena křivka ochlazování. Tento polynom byl získán ze závislosti hodnot naměřených dilatometrem na teplotě. Pro ocel C42D2 a rychlost ohřevu a ochlazování 8 °C/s je tento graf zobrazen **obr. 32**.



**Obr. 32** Výpočet korigované dilatace

Korigovaná dilatace se dále použila pro výpočet okamžitého koeficientu délkové teplotní roztažnosti  $\alpha$ . Tento výpočet popisuje následující vzorec.

$$\alpha = \frac{\frac{(l_0 + D)}{l_0} - 1}{T - 20} \quad (23)$$

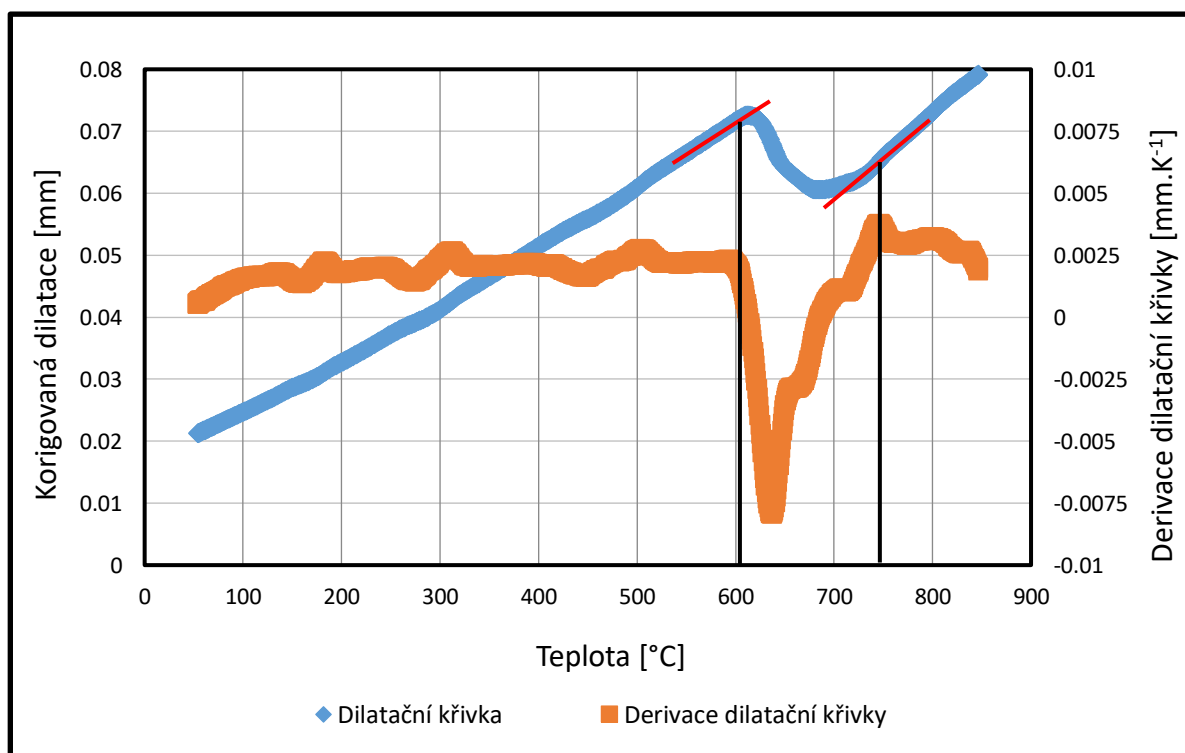
Kde  $\alpha$  je okamžitý součinitel délkové teplotní roztažnosti [ $K^{-1}$ ]

$l_0$  je počáteční délka vzorku při teplotě 20 °C [mm]

$T$  je okamžitá teplota [°C]

$D$  je okamžitá korigovaná dilatace [mm]

Následně byly vykresleny závislosti korigované dilatace na čase. Její následnou derivací podle času byly určeny teploty fázové transformace. Ty se určily jako změna derivace (směrnice) křivky okamžité korigované dilatace. Toto popisuje **obr. 33**. Kde je možné vidět přímky se směrnici pro danou dilatační křivku (červená barva), od kterých vedou svislé přímky (černá barva) procházející místem změny směrnice a protínající teplotu na ose x.



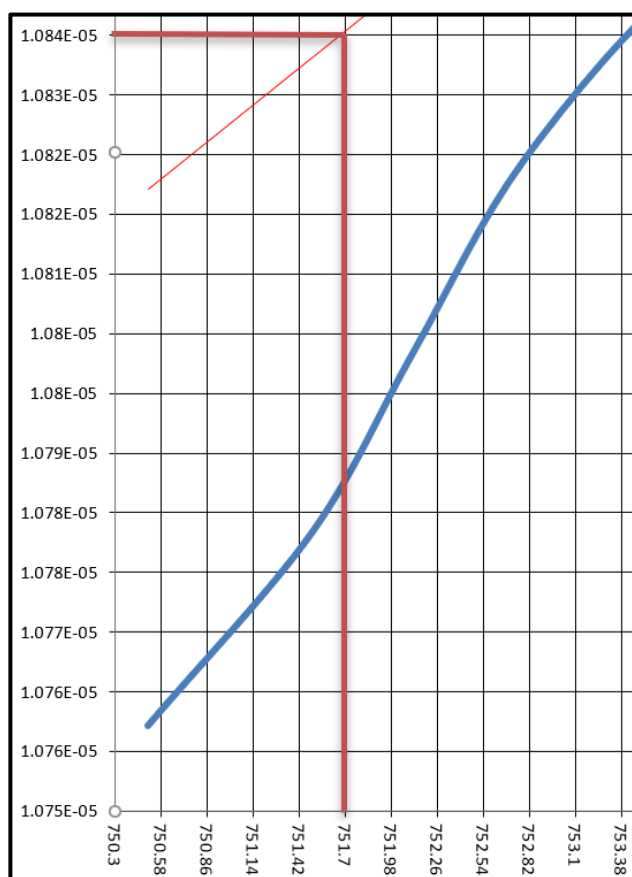
**Obr. 33** Určení teplot fázových transformací z derivace dilatační křivky (C42P2 8 °C/s)

Dále byl vyhodnocen vliv uhlíku na hodnotu okamžité korigované dilatace při teplotě 800 °C pro rychlost ochlazování 8 °C/s. Rovněž byla pro všechny čtyři oceli a pro rychlost

ochlazování 8 °C/s určena spojnice trendu, a to pro oblasti křivek popisující ochlazování ocelí v austenitické oblasti. Přesnějších nezaokrouhlených hodnot směrnic přímk bylo dosaženo vypočtením dle vztahu (24).

$$a = \frac{\Delta\alpha}{\Delta T} \quad (24)$$

Kde  $a$  je směrnice spojnice trendu [-]  
 $\Delta\alpha$  je rozdíl mezi hodnotou koeficientu  $\alpha$  v horní a dolní oblasti austenitu odečtených ze spojnice trendu [K<sup>-1</sup>]  
 $\Delta T$  je rozdíl teploty v horní a dolní oblasti austenitu odečtených ze spojnice trendu [K]



**Obr. 34** Odečtení hodnoty  $\alpha$  a  $T$  pro dolní oblast austenitu

**Obr. 34** popisuje způsob odečítání hodnot  $\alpha$  a  $T$  nutných pro výpočet směrnice spojnice trendu. Kde na ose x jsou hodnoty teplot [°C], na ose y hodnoty koeficientu teplotní roztažnosti  $\alpha$  [K<sup>-1</sup>]. Modrou barvou je znázorněna křivka ochlazování v oblasti austenitu, oranžovou spojnice trendu dané křivky a rudou jsou znázorněny hodnoty odečtené z grafu.

### 3.4.3 Metalografická analýza

Tato část experimentu proběhla v metalografických laboratořích. Příprava vzorku se skládala ze tří stádií, kterými byli dělení, zalévání a mechanické preparace. Z každého vzorku byla pomocí pily uřezána malá část materiálu, která se následně připravila pro metalografickou analýzu. Vzorek musí být připraven tak, aby zkoumaná plocha nebyla deformovaná, poškrábaná, vydrolená, neobsahovala cizí elementy a zároveň nesmí dojít k tepelné expozici vzorku. Po odebrání vzorku následovala jejich preparace, která byla nutná z důvodu jejich malé velikosti (tedy ulehčila manipulaci při



**Obr. 35** Zařízení pro broušení vzorku pro metalografickou analýzu od firmy metasinex

dalších operacích jako je broušení, leštění, leptání a pozorování pod mikroskopem). Preparace v tomto případě spočívala v zalití vzorků do bakelitu, který následně ztuhl. Vzorky cylindrického tvaru musely být zality takovým způsobem, aby se jejich podstava, která byla určena pro metalografickou analýzu, dotýkala dna formy. Šlo o tzv. preparaci za studena, která se používá tehdy, pokud hrozí ovlivnění výsledků tepelnou expozicí. Po preparaci následovala operace broušení, při které k docházelo odstraňování jednotlivých vrstev z povrchu vzorků, a



**Obr 36** Zařízení pro leštění vzorků na metalografické účely

to mělo za následek zarovnání nežádoucích nerovností na zkoumané ploše. Broušení bylo ruční a probíhalo tlačením vzorků pomocí ruky na brusný papír ve tvaru kruhu, který rotoval. Toto ruční broušení na zařízení metasinex, které je možné vidět na **obr. 35**, mělo oproti broušení na stroji s mechanickým přítlačným držákem nevýhody jako nízkou efektivitu práce, ale hlavně vstup

lidského faktoru, který mohl zapříčinit nerovnoměrné obroušení vzorku po broušené ploše. Při broušení bylo používáno kruhových brusných papírů o různé zrnitosti, a to 600, 800, 1200,

2500. Tyto čísla udávají hustotu zrn na  $1\text{ cm}^2$ , a tedy platí čím větší číslo, tím jemnější zrnitost brusného papíru. Během broušení dochází k zalévání rotujícího brusného papíru vodou, která chrání papír, a tedy i broušený vzorek od zahřívání, které by mohlo vystavit vzorek teplu zapříčiňujícímu jeho znehodnocení. Při přechodu z hrubšího brusného papíru na jemnější, je vždy daný vzorek otočen o  $90^\circ$  tak, aby při pozorování mezi broušením na jednotlivých papírech bylo zcela rozpoznatelné, zda zmizely rýhy z broušení na předchozím papíře. Během přechodu na jemnější papír byl vzorek pozorován pod mikroskopem, čemuž předcházelo jeho opláchnutí lihem a vyfoukání lihu fěnem, což mělo zabránit znehodnocení vzorku korozi. Po broušení následovalo leštění na zařízení montasupal **obr. 36**, kde se místo brusných papírů používá tkaninového kotouče a místo vody se přidává roztok  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Po dokonalém vyleštění vzorků došlo k jeho naleptání v Nitalu (4% kyselina dusičná), pro zviditelnění struktury. Následně bylo možné provést pozorování vzorků pod optickým mikroskopem při různých zvětšeních.

#### 3.4.4 Určení velikosti zrna

Velikost zrna byla pro každý vzorek vypočítána podle tzv. lineární metody. Velikost zrna se stanovuje pomocí střední délky úseku dané počtem zrn proťatých úsečkou známé délky. Úsečka je položena na fotku struktury. Z důvodu toho, že první ani poslední zrno není proťaté celé, tak se první proťaté zrno nepočítá a poslední naopak počítá. Počet zrn se stanovuje na dvou vzájemně kolmých osách, a každá úsečka musí protnout nejméně 11 zrn. Takové měření se uskutečňuje na 5 různých místech. Střední délka úseku rovnoosých zrn se stanovuje podle vzorce (25).

$$\bar{L} = \frac{L}{N} \quad (25)$$

Kde  $N$  je celkový počet proťatých zrn [-]

$L$  je souhrnná délka úseček [mm]

Střední průměr zrna ( $d_m$ ) se poté vypočítá dle vztahu (26)

$$d_m = \frac{L}{N \cdot G} \quad (26)$$

Kde  $G$  je zvětšení [-]

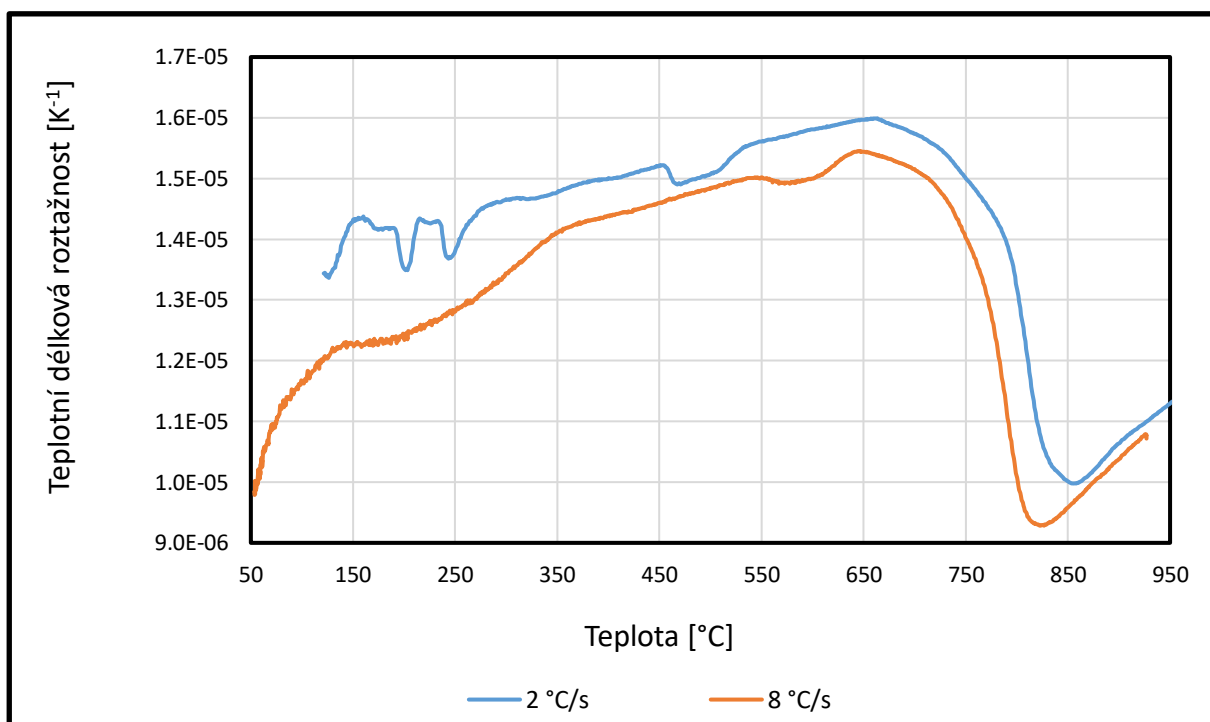
$L$  je souhrnná délka úseček [mm]

$N$  je celkový počet zrn proťatých úsečkou [-]

## 4. Diskuze

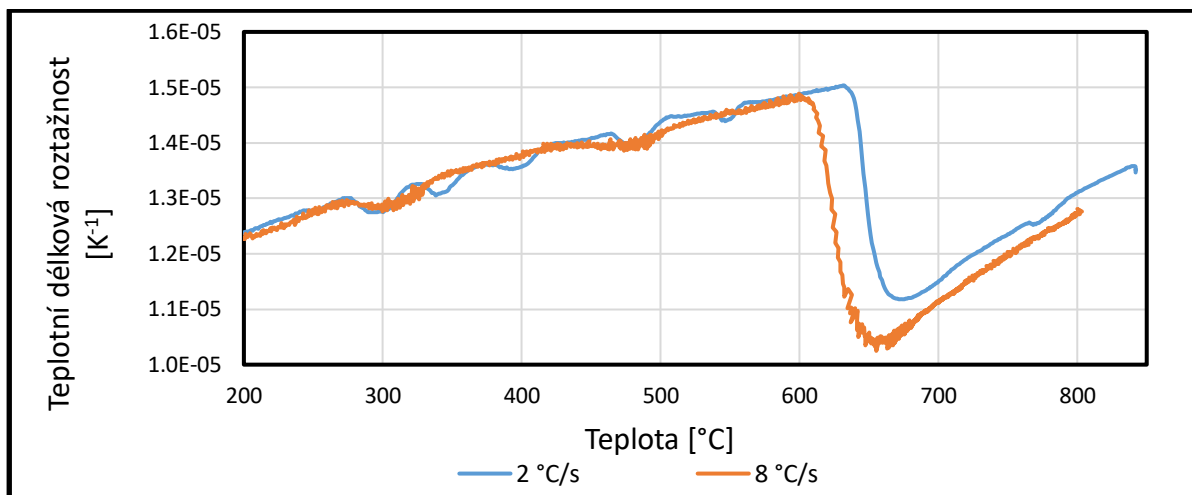
### 4.1 Výsledky dilatometrických testů

Cílem těchto testů bylo vykreslit dilatační křivky ochlazování a z nich určit teploty fázových přeměn a koeficienty teplotních roztažnosti v závislost na rychlostech ochlazování a chemickém složení. Následující grafy (**obr. 37-39**) zobrazují, jaký měla na dilataci a teplotu fázové transformace vliv rychlost ochlazování.



**Obr. 37** Dilatační křivky oceli C10CE pro rychlosti ochlazování 2 a 8 °C/s

**Obr 37.** popisuje dilatační křivky ochlazování oceli C10CE pro rychlosti ochlazování 2 a 8 °C/s. Z obrázku je patrné, že teploty fázových transformací  $Ar_1$  a  $Ar_3$  pro vyšší ochlazovací rychlost vychází nižší. Stejný efekt byl zjištěn i na průběhu ostatních dilatačních křivek, které lze pozorovat na **obr. 38-39**.

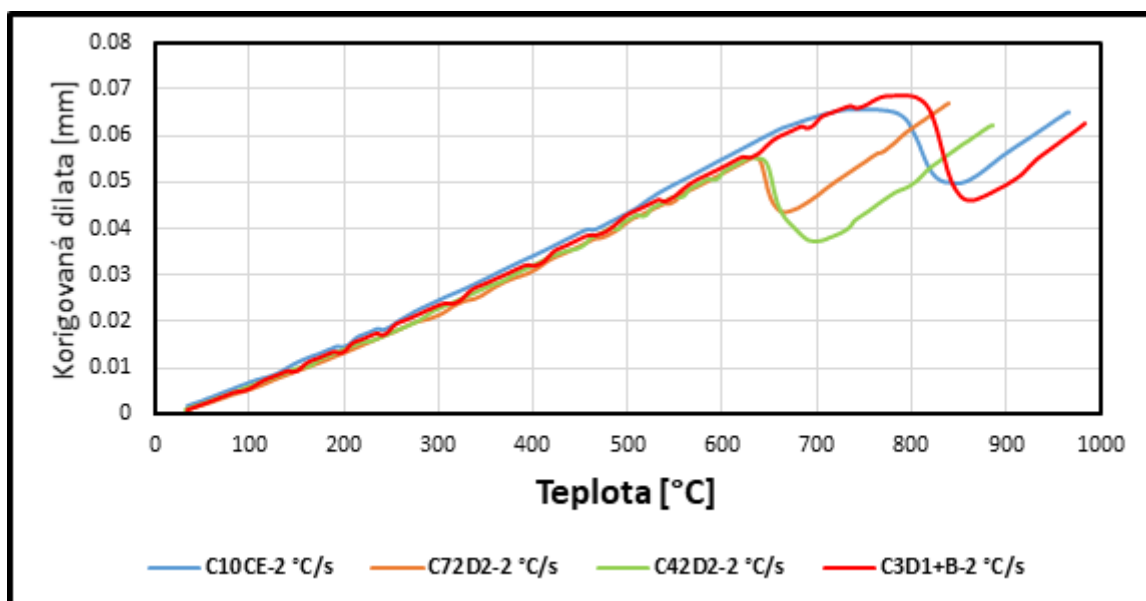


**Obr. 38** Dilatační křivky oceli C72D2 pro rychlosti ochlazování 2 a 8 °C/s

Na následujícím grafu **obr. 39**, lze pozorovat výrazný vliv obsahu uhlíku na teplotu fázové transformace u podeutektoidních ocelí. Z následujícího obrázku plyne, že rostoucí obsah uhlíku (popř. uhlíkového ekvivalentu  $C_e$ , který byl vypočítán dle rov. 27) u podeutektoidních ocelí znamená nižší teploty fázových transformací  $A_{r1}$  a  $A_{r3}$  [47]. Tento fakt rovněž plyne ze znalosti binárního diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C. Uhlíkový ekvivalent těchto ocelí můžeme vyčíst z **tab. 4**.

$$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Cu + Ni)}{15} \quad (27)$$

Kde  $C_e$  je uhlíkový ekvivalent [-]  
 $C, Mn, Cr, Mo, V, Cu, Ni$  jsou obsahy daných prvků [%]

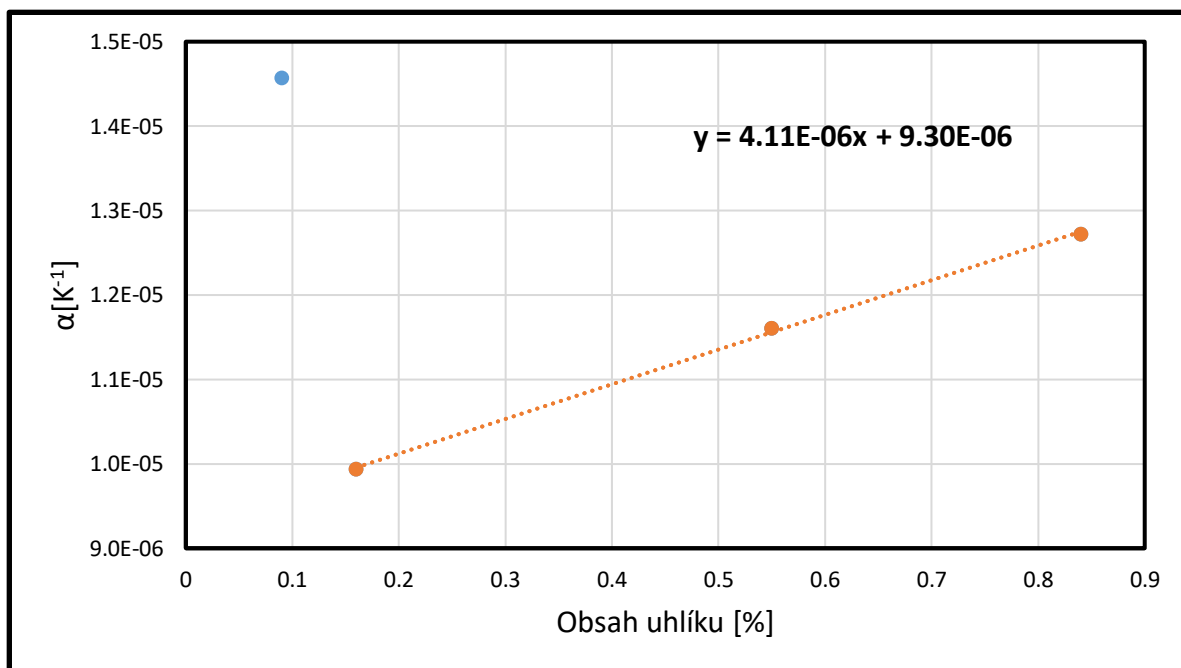


**Obr. 39** Dilatační křivky všech čtyř zkoumaných ocelí pro ochlazovací rychlost 2 °C/s

**Tab. 4** Srovnání teplot fázových transformací pro různé oceli při různých režimech ohřevu

Ocel	Uhlíkový ekvivalent	Ar <sub>1</sub>			Ar <sub>3</sub>		
		8 °C/s	2 °C/s	Vypočtené	8 °C/s	2 °C/s	Vypočtené
C3D1+B	0,09	755	761	736	872	879	894
C10CE	0,16	713	723	735	843	859	867
C42D2	0,55	608	624	728	711	728	787
C72D2	0,84	597	621	721	669	684	742

Hodnoty Ar<sub>1</sub> a Ar<sub>3</sub> byly vypočteny dle Trzasky [38]. Obsah uhlíku měl také vliv na hodnoty teplotní roztažnosti. Toto lze pozorovat na **obr. 40**, popisujícím vliv obsahu uhlíku na hodnoty součinitele délkové teplotní roztažnosti, ze kterého plyne, že s rostoucím obsahem uhlíku roste hodnota průměrné  $\alpha$  mezi teplotami 20 a 800 °C. K anomálii ovšem dochází pro ocel s velmi nízkým obsahem uhlíku, kdy se materiál zřejmě začíná chovat jako téměř čisté železo.

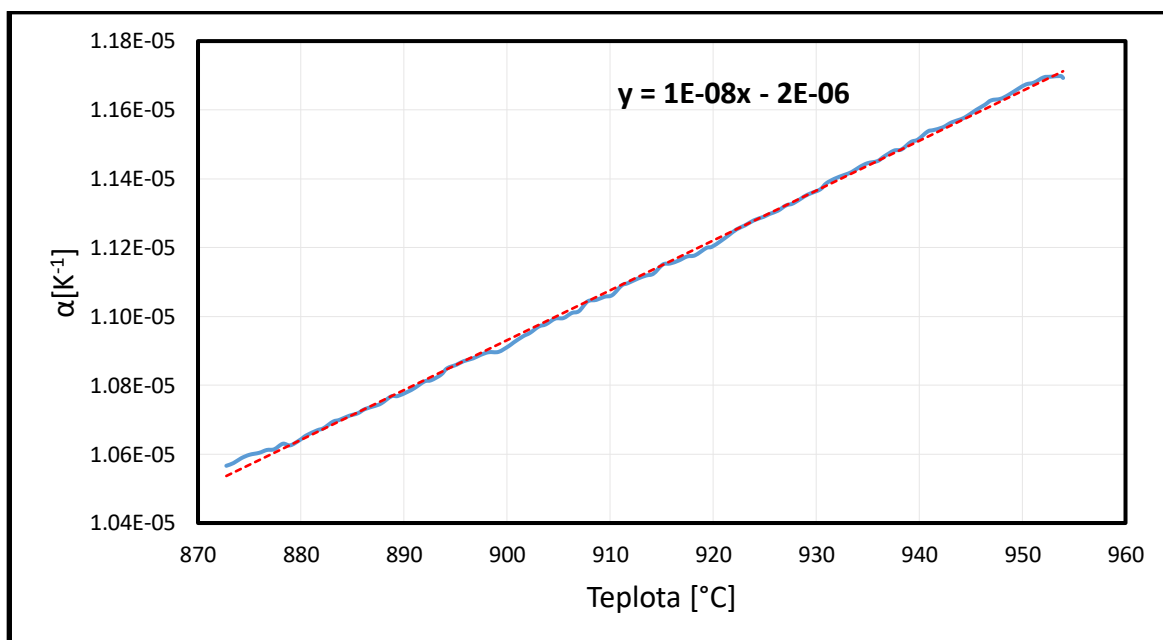


**Obr. 40** Závislost součinitele délkové teplotní roztažnosti na obsahu uhlíku při teplotě 800 °C pro rychlost ochlazování 8 °C/s

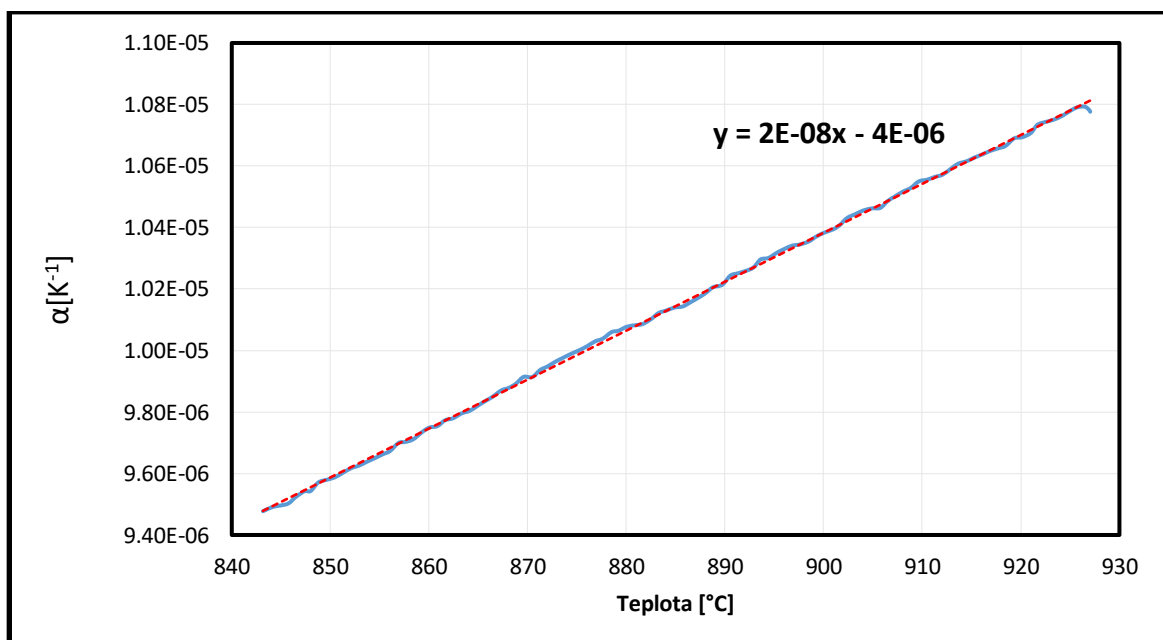


## 4.2 Matematický popis teplotní roztažnosti v austenitické oblasti

Křivky ochlazování se v austenitické oblasti chovaly téměř jako přímky, to ukazují **obr. 41** a **42**. Rovnice spojnic trendu pro všechny 4 oceli při rychlosti ochlazování 8 °C/s lze vyčíst z **tab. 5**, společně s jejich přesně vypočítanými směrnici.



**Obr. 41** Ochlazovací křivka oceli C3D1+B v austenitu proložená přímkou



**Obr. 42** Ochlazovací křivka oceli C10CE v austenitu proložená přímkou

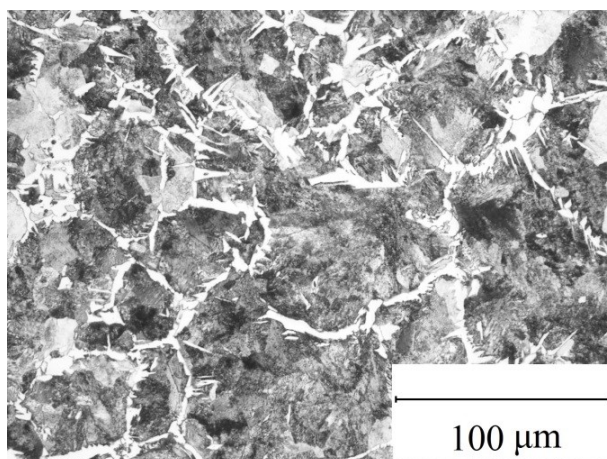
**Tab. 5** Matematický popis ochlazovací křivky v austenitu

Ocel	$C_{ev}$	Rychlost ochlazování	Rovnice spojnice trendu
C3D1+B	0,09	8 °C/s	$\alpha = 1,44279 \cdot 10^{-8}t - 2,11 \cdot 10^{-6}$
C10CE	0,16	8 °C/s	$\alpha = 1,47425 \cdot 10^{-8}t - 3,94 \cdot 10^{-6}$
C42D2	0,55	8 °C/s	$\alpha = 1,60000 \cdot 10^{-8}t - 4,61 \cdot 10^{-7}$
C72D2	0,84	8 °C/s	$\alpha = 1,67102 \cdot 10^{-8}t - 5,73 \cdot 10^{-7}$

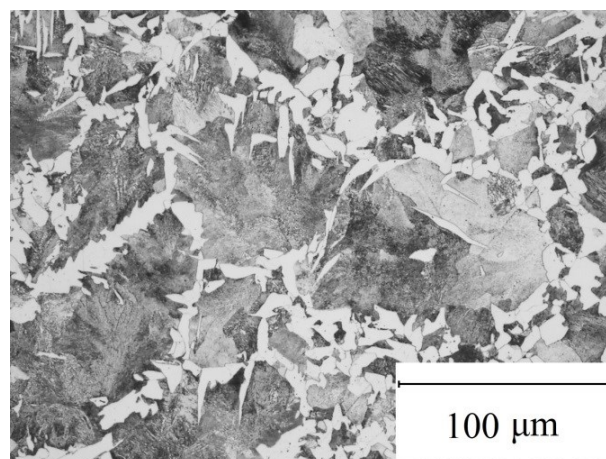
Z **tab. 5** je patrný trend růstu směrnice spojnic trendu s rostoucí hodnotou uhlíkového ekvivalentu, tzn. s rostoucí teplotou roste koeficient teplotní roztažnosti v oblasti austenitu rychleji, pokud je hodnota uhlíkového ekvivalentu vyšší.

### 4.3 Vyhodnocení výsledků metalografické analýzy

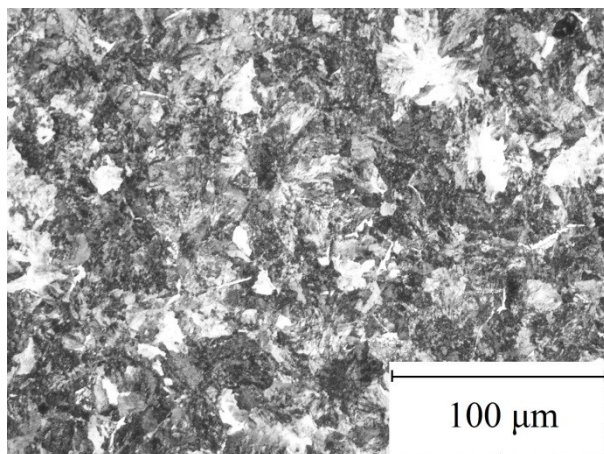
Následující metalografické snímky (**obr. 43 - 50**) ukazují výslednou strukturu vzorků jednotlivých ocelí při obou teplotních režimech. Výsledná struktura všech ocelí se lišila v závislosti na obsahu uhlíku i na rychlosti ochlazování. Ve všech případech byla ovšem výsledná struktura feriticko-perlitická.



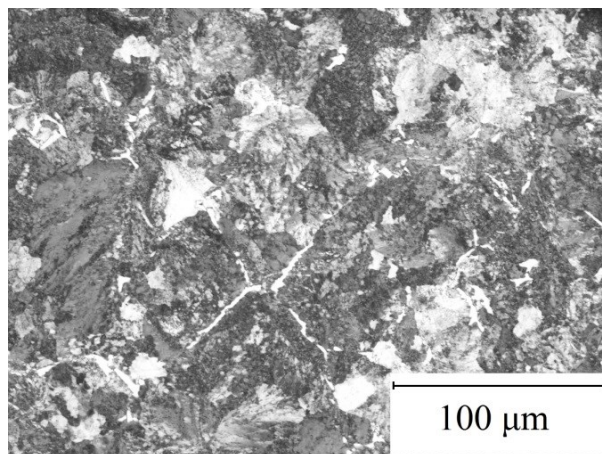
**Obr. 43** Ocel C42D2 po ochlazení rychlostí 8 °C/s při zvětšení 500x



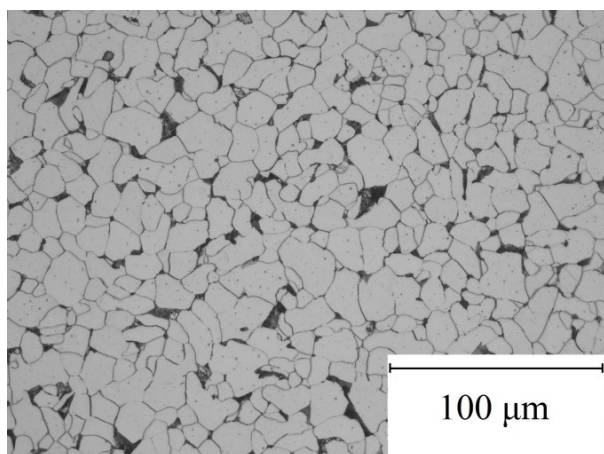
**Obr. 44** Ocel C42D2 po ochlazení rychlostí 2 °C/s při zvětšení 500x



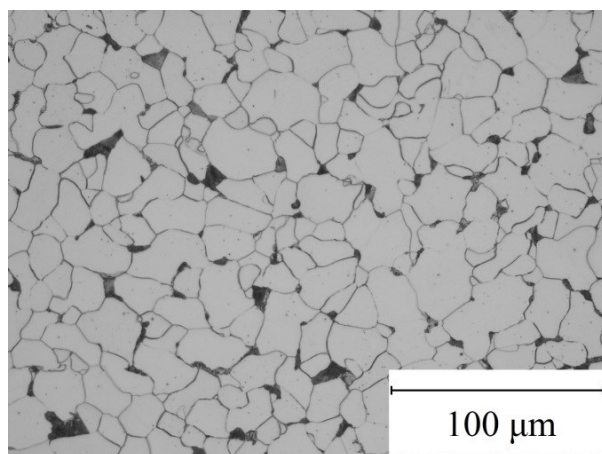
**Obr. 45** Ocel C72D2 po ochlazení rychlostí 8 °C/s při zvětšení 500x



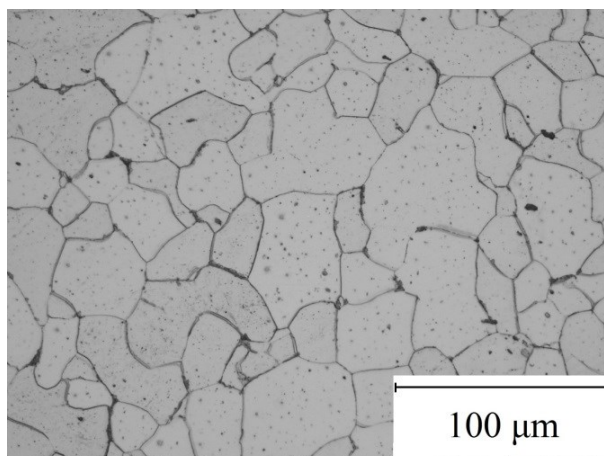
**Obr. 46** Ocel C72D2 po ochlazení rychlostí 2 °C/s při zvětšení 500x



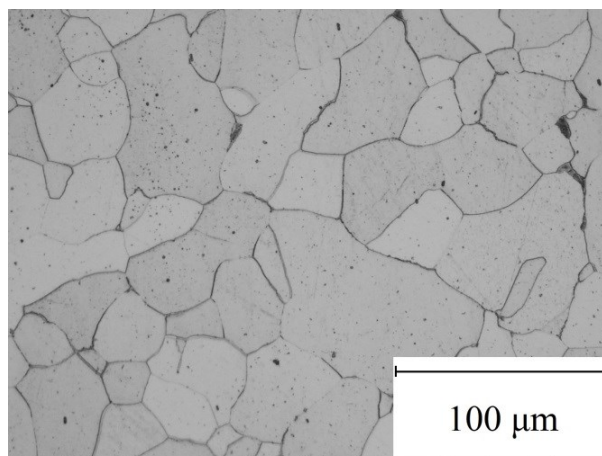
**Obr. 47** Ocel C10CE po ochlazení rychlostí 8 °C/s při zvětšení 500x



**Obr. 48** Ocel C10CE po ochlazení rychlostí 2 °C/s při zvětšení 500x



**Obr. 49** Ocel C3D1+B po ochlazení rychlostí 8 °C/s při zvětšení 500x



**Obr. 50** Ocel C3D1+B po ochlazení rychlostí 2 °C/s při zvětšení 500x

U oceli C42D2 lze pozorovat dvě hlavní morfologie feritu. První morfologií je rovnoosý ferit (alotriomorfní), který vznikl na hranicích původních austenitických zrn. Druhou morfologií je ferit jehlicový neboli acikulární. Struktura oceli C72D2 je téměř kompletně tvořena perlitem s minoritním obsahem feritu po hranicích některých perlitických bloků. Perlitické bloky jsou hrubší při pomalejším ochlazení. Ocel C10CE byla tvořena feritickými zrny s perlitem vyloučeným na hranicích feritických zrn. Ocel s nejnižším obsahem uhlíku C3D1+B byla tvořena feritickými zrny s perlitem vyloučeným převážně na hranici zrn. Množství vyloučeného perlitu bylo v porovnání s ostatními ocelmi nejnižší.

U ocelí C42D2 a C72D2 byl určen podíl fází. Podíl fází byl určen na základě odlišných barev feritu (bílá) a perlitu (černá) za pomoci programu QuickPhoto INDUSTRIAL 3.2 od firmy Promicra. Výsledky této analýzy lze vidět v **tab. 6**.

**Tab. 6** Fázové složení ocelí C42D2 a C72D2 po ochlazení.

Ocel – rychlost ochlazování	Obsah feritu [%]	Obsah perlitu [%]
C42D2 – 2 °C/s	24	76
C42D2 – 8 °C/s	19	81
C72D2 – 2 °C/s	14	86
C72D2 – 8 °C/s	11	89

Z výsledků je patrné, že pro vzorky ochlazované vyšší rychlostí je výsledný podíl feritu ve struktuře nižší a zároveň lze konstatovat, že tento podíl roste s klesajícím obsahem uhlíku v oceli.

Pro oceli C10CE a C3D1+B u kterých lze pozorovat vysoký podíl feritu ve struktuře byla změřena střední velikost feritického zrna, která byla zaznamenána do **tab. 7**.

**Tab. 7** Střední velikost zrna ocelí C10CE a C3D1+B

Ocel	C10CE		C3D1+B	
Rychlost ochlazování [°C/s]	2	8	2	8
Velikost zrn [μm]	27	21	38	31

Z měření střední velikosti zrna lze konstatovat, že vyšší rychlost ochlazení znamenala v tomto případě menší velikost výsledného feritického zrna. To bylo způsobeno zejména akcelerací nukleační fáze transformace austenitu na ferit.



## 5. Závěr

S využitím dilatometrie a metalografické analýzy byl zkoumán vliv obsahu uhlíku a případně i rychlosti ochlazování na teplotní roztažnost, teplotu fázové transformace  $Ar_3$  a výslednou mikrostrukturu nelegovaných podeutektoidních ocelí. Byly zkoumány celkem čtyři oceli s obsahem uhlíku v rozmezí 0,03 – 0,73 %. Rychlosti ochlazování 2 °C/s a 8 °C/s byly zvoleny s ohledem na reálné podmínky ochlazování válcovaného drátu.

Bylo potvrzeno, že rostoucí obsah uhlíku (resp. uhlíkového ekvivalentu) znamená výrazný posun teploty fázové transformace  $Ar_3$  k nižším hodnotám. Naproti tomu rychlejší ochlazování snížilo tuto teplotu v průměru jen asi o 2 %, což je dáno nevelkým rozsahem ochlazovacích rychlostí. Oproti rovnovážným podmínkám vede ochlazování jistou rychlostí ke zpoždění příslušné transformace, protože je později dosaženo potřebných termodynamických podmínek. Tento efekt je tím výraznější, čím rychleji probíhá přechod přes rovnovážnou teplotu transformace, což souvisí s dobou nutnou pro průběh difuzních procesů dosažení kritické velikosti zárodků nových zrn.

Zvýšení rychlosti ochlazování z 2 °C/s na 8 °C/s vedlo ve vybraných ocelích s obsahem uhlíku 0,42 – 0,73 % k nárůstu podílu ve struktuře perlitu v průměru asi o 5 %, případně v ocelích s obsahem uhlíku do cca 0,08 % k významnému snížení velikosti feritického zrna v průměru o 20 %.

Koeficienty teplotní roztažnosti zkoumaných ocelí byly experimentálně určeny a pro vyšší rychlost ochlazování i matematicky popsány v nízkoteplotní oblasti austenitu jako lineární funkce teploty. Směrnice těchto závislostí má větší hodnotu u ocelí s vyšším obsahem uhlíku. Teplotní roztažnost roste se zvyšujícím se uhlíkovým ekvivalentem, ovšem s výjimkou oceli obsahující 0,03 % C, která se pravděpodobně chová spíše jako čisté železo než jako technická slitina typu oceli.

Zejména informace o teplotní roztažnosti v oblasti doválcovacích teplot podeutektoidních ocelí mohou být přínosné pro dosahování rozměrů hotových vychladlých vývalků s požadovanou přesností.

## LITERATURA

- [1] World Steel in Figures 2018 [online] Worldsteel association [vid. 2019-03-18]. Dostupné z: <https://www.worldsteel.org/media-centre/press-releases/2018/world-steel-in-figures-2018.html>
- [2] FABÍK, R. *Tváření kovů: studijní opora*, 1. vyd. Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, 2012, 333 s. ISBN 978-80-248-2572-4.
- [3] NIKEL, Z. *Základy kalibrace válců*, 1.vyd. Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, 1980, 151 s
- [4] RAYMOND, S. *Physics for Scientists and Engineers with Modern Physics*, Technology Update. Cengage Learning, Inc. 2014, 1616 s. ISBN 9781305401969
- [5] O'MARA, W. C., R. B. HERRING a L. P. HUNT. P. *Handbook of semiconductor silicon technology: Materials science and process technology series*. New Jersey: Noyes Publications, 1990. 795 s. ISBN 0-8155-1237-6.
- [6] PÍŠEK, F., L. JENÍČEK a P. RYŠ. *Nauka o materiálu I: Nauka o kovech*. 2. rozšířené vydání. Praha: Academia, 1968. 1001 s
- [7] JELÍNEK, P. *Disperzní soustavy slévarenských formovacích směsí: Ostrava*, Ostrava: OFTIS, 2000. 138 s. ISBN 80-238-6118-2.
- [8] LONG, M., et al. Influence of cooling rate on austenite transformation and contraction of continuously cast steels. *Ironmaking & steelmaking*. 2015, 42:4, s. 282-289. Dostupné z doi: 10.1179/1743281214Y.00000000227
- [9] HSUEH, C.-H. a F. Becher, P. Thermal stresses due to thermal expansion anisotropy in materials with preferred orientation. *Journal of Materials Science Letters*. 1991, **10**. Dostupné z doi: 10.1007/BF00744115
- [10] Kozlovskii, Y., et al. Thermal expansion and phase changes of 16Kh12V2FTaR steel in temperature range from 20 to 1000 °C. *Thermophysics and Aeromechanics*, 2014, **21**, s. 99-103. Dostupné z doi: 10.1134/S0869864314010090
- [11] Analyzing & Testing Business Unit [online.] Netzsch [vid. 2019-03-18]. Dostupné z: <http://photos.labwrench.com/equipmentManuals/7495-2740.pdf>
- [12] L74 Optical Dilatometer [online]. Linseis [vid. 2019-03-18]. Dostupné z: <https://www.linseis.com/en/products/dilatometer/l74-optical-dilatometer/>
- [13] Dilatometry [online]. Thermal Analysis Lab [vid. 2019-03-18]. Dostupné z: <http://thermalanalysislabs.com/dilatometry/>
- [14] GARCIA DE ANDRES, C., et al. Application of dilatometric analysis to the study of solid-solid phase transformations in steels. *Materials Characterization*. 2002, **48**, s. 101-111. Dostupné z doi: 10.1016/S1044-5803(02)00259-0

- [15] DIL 806 Optical Dilatometer [online]. TA Instruments [vid. 2019-03-18]. Dostupné z: <https://www.tainstruments.com/dil-806/>
- [16] NEUMEIER, J. J., et al. Capacitive-based dilatometer cell constructed of fused quartz for measuring the thermal expansion of solids. *Review of scientific instruments*. 2008, **79**. Dostupné z doi: 10.1063/1.2884193
- [17] SCHINDLER, I., S. RUSZ, a T. KUBINA. *Válcování: studijní opora*. Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, 2014, 157 s.
- [18] KOLLEROVÁ, M., et al. *Valcovanie*. Bratislava: Alfa, 1991.
- [19] PLUTA, Z. a T. HRYNIEWICZ. Thermal Expansion of Solids. *Journal of Modern Physics*. 2012, **3**(8), s. 793-802.
- [20] ŽUK, J., Diplomová práce, Analýza životností tvářecích nástrojů při různých povrchových úpravách, Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava, 2012
- [21] KUNČICKÁ, L., R. KOCICH a T. C. LOWE. Advances in metals and alloys for joint replacement. *Progress in Materials Science*. 2017, **88**, s. 232-280. ISSN 0079-6425. Dostupné z doi: 10.1016/j.pmatsci.2017.04.002
- [22] RAJIEV, R. a P. SADAGOPAN. Simulation and Analysis of hot forging dies for Pan Head bolt and insert component. *Materials Today: Proceedings*. 2018, **5**, s. 7320-7328. Dostupné z doi: 10.1016/j.matpr.2017.11.401
- [23] Interní sdělení Vítkovice heavy machinery a.s., dne 18.3.2017
- [24] DOBROVSKÁ, J. *Fyzikální chemie I. část: Základy chemické termodynamiky: studijní opora*, 1. vyd. Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, 2008, 82 s.
- [25] International Bureau of Weights and Measures. *The international Systems of Units (SI)*. 8. vyd. 2006. 102 s. ISBN 92-822-2213-6.
- [26] SCHICK, C. a V. MATHOT. *Fast scanning calorimetry*. Springer International Publishing Switzerland. 2016. ISBN: 978-3-319-31329-0
- [27] KLOUŤKOVÁ, A., et al. *Termická analýza*. Praha, 2012. Studijní materiál. Praha: Vysoká škola chemicko-technologická v Praze, 2012, 66 s
- [28] Montecinos. S., et al. Phase transformations during continuous cooling of polycrystalline  $\beta$ -CuAlBe alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009, **467**, s. 278-283, ISSN 0925-8388
- [29] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu I*. Brno: CERM, 2001. ISBN 80-7204-193-2.
- [30] Oddělení povrchového inženýrství [online]. Zjišťování fázových přeměn [vid. 2019-02-07]. Dostupné z: [https://www.opi.zcu.cz/zjistovani\\_fazovych\\_premen.pdf](https://www.opi.zcu.cz/zjistovani_fazovych_premen.pdf)

- [31] SILBERNAGEL, A., et al. *Struktura, vlastnosti, zkoušení a použití kovů*. Ostrava: Kovosil Ostrava, 2011, 284 s. ISBN 978-80-903694-6-7.
- [32] SOJKA, J. *Nauka o materiálu I: studijní opora*. Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, 2008, 196 s
- [33] SCHINDLER, I., et al. Effect of hot rolling history and cooling rate on the phase transformation of plain carbon steel. *Kovové materiály*. 2017, **55**(4), s. 229-236
- [34] CAPRILI, S., et al. A new generation of high-ductile Dual-Phase steel reinforcing bars. *Construction and Building Materials*. 2018, **179**, s. 66-79, ISSN 0950-0618. Dostupné z doi:10.1016/j.conbuildmat.2018.05.181.
- [35] HALL, E. I. *Proc. Phys. Soc. Sect. B*, **64** (1951), s. 747-753
- [36] PETCH, N. J. *Iron Steel Inst.*, **174** (1953), s. 25-28
- [37] ŽÍDEK, M., V. DĚDEK a B. SOMMER. *Tváření oceli*, Praha: SNTL – Nakladatelství technické literatury, 1988, 520 s. ISBN 04-408-88.
- [38] TRZASKA, J., et al. Modelling of CCT Diagrams for Engineering and Constructional Steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, **192-193**, s. 504-510, ISSN 0924-0136. Dostupné z doi:10.1016/j.jmatprotec.2007.04.099.
- [39] VONDRÁK, V., J. HAMPL a A. HANUS. *Metallurgie litin-mimopecní zpracování roztavené litiny*. Skriptum, VŠB-TU Ostrava, 2005
- [40] MAZANCOVÁ, E. *Technické materiály I: učební text*. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2012. ISBN 978-80-248-2577-9.
- [41] KAWULOK, R., et al. Effect of deformation on the continuous cooling transformation (CCT) diagram of steel 23CRB4. *Metallurgija*. 2015, **54**, s. 473-476. Dostupné na: <http://hrcak.srce.hr/file/194439>
- [42] KAWULOK, R., et al. The role of initial structure on transformation kinetics during cooling of steel C10. In: *METAL 2017: conference proceedings: 26th International Conference on Metallurgy and Materials: (reviewed version): May 24th-26th 2017, Hotel Voroněž I, Brno, Czech Republic, EU*. Ostrava: Tanger, 2017. s. 383-389. ISBN 978-80-87294-79-6
- [43] Gleeble® 3800 System [online]. GLEEBLE® [vid. 2019-02-07]. Dostupné z: <http://gleeble.com/products/gleeble-3800.html>
- [44] SCHINDLER, I. a P. KAWULOK. Aplikační možnosti plastometru Gleeble 3800 se simulačním modulem Hydrowedge II na VŠB-TU Ostrava. *Hutnické listy*, roč. 66, 2013, č. 4, 85-90 s. ISSN 0018-8069.
- [45] *Dynamic Systems Inc. – 39018 CCT Dilatometer User's Manual*. Poestenkill, NY:DSI, 2014, 22s.



- [46] Interní sdělení Třinecké železářny a.s., dne 23.3.2017
- [47] SCHINDLER, I. et al. The combined effect of chemical composition and cooling rate on transformation temperatures of hypoeutectoid steels. *Kovové materiály*. 2018, **56**, s. 163-170. Dostupné z doi:10.4149/km\_2018\_3\_163